Untersuchungen über die Bildung von Gefügezeilen in untereutektoidischen Stählen an Proben mit bestimmten unterschiedlichen Gehalten einzelner Elemente in den Zeilen.

Inaugural-Dissertation
zur Erlangung des akademischen Grades eines
Doktors der Naturwissenschaften
der Mathematisch-Naturwissenschaftlichen Fakultät
der Universität des Saarlandes

vorgelegt von
Dipl. Ing. Helmut Finkler
aus Saarlouis
Völklingen 1962

Promotionsdatum: 20.2.62

Tag der mündlichen Prüfung: 20. 2. 1962

Der Dekan : Prof. Dr. Dörr

Berichterstatter: Prof. Dr. Seemann

Prof. Dr. Saalfeld

Herrn Prof. Dr. H. J. Seemann danke ich für das Interesse, das er der vorliegenden Arbeit entgegengebracht hat und für die Bereitschaft, die Arbeit der mathematisch-naturwissenschaftlichen Fakultät der Universität des Saarlandes als Dissertation zu empfehlen.

Für die Betreuung und zahlreiche wertvolle Anregungen danke ich den Herren Direktor Dr. C. A. Müller und Dr. W. Peter.

Ebenso danke ich der Werksleitung der Röchling'schen Eisen- und Stahlwerke in Völklingen, insbesondere Herrn Direktor Dipl. Ing. A. Holschuh, für die Genehmigung zur Durchführung dieser Arbeit.

Auch allen Damen und Herren der Versuchsanstalt, die mich bei der Durchführung der Arbeit unterstützt haben, danke ich für ihre Mitarbeit.

Ich versichere, die Arbeit selbständig durchgeführt und sämtliche Hilfsmittel angegeben zu haben.

Völklingen, im Januar 1962

Linkla

R. UNIV.
BIBLIOTHEEK
LEIDEN

Inhaltsverzeichnis

	Seite
1. Einleitung	1
2. Literaturübersicht	2
3. Versuchsdurchführung	12
4. Der Einfluss einer in Zeilen angeordneten ungleichmässigen Verteilung der Legierungsgehalte auf die Ausbildung von Gefügezeilen nach unterschiedlichen Wärmebehandlungen.	16
4.1. Die langsame kontinuierliche Abkühlung	16
4.1.1. Mangan	16
4.1.2. Chrom	21
4.1.3. Nickel	24
4.1.4. Molybdän	24
4.1.5. Silizium	25
4.1.6. Phosphor	26
4.1.7. Schwefel	29
4.1.8. Vanadin	31
4.1.9. Wolfram	32
4.2. Die isothermische Umwandlung in der Perlitstufe	33
4.2.1. Mangan	33
4.2.2. Chrom	34
4.2.3. Nickel	34
4.2.4. Molybdän	35
4.2.5. Silizium	35
4.2.6. Phosphor	35
4.2.7. Schwefel	35
4.2.8. Vanadin	36
4.2.9. Wolfram	36
4.3. Die Vergütung	36
4.3.1. Mangan	39
4.3.2. Chrom	42
4.3.3. Vanadin	43
4.3.4. Nickel, Silizium, Phosphor	43
4.3.5. Schwefel	45

Seite

4.4. Erörterung des Einflusses der unterschiedlichen Wärmebehandlungen auf die Bildung von Gefügezeilen 46

5. Der Ausgleich von "Seigerungen" durch Diffusionsglühung 52

5.1. Der metallographische Nachweis von Konzentrationsunterschieden in Stapelproben 55

5.2. Untersuchungen über den Diffusionsausgleich von Konzentrationsunterschieden in Stapelproben 58

5.2.1. Mangan 59

5.2.2. Chrom 61

5.2.3. Nickel 63

5.2.4. Phosphor 65

5.2.5. Vanadin 67

5.2.6. Schwefel 68

5.2.7. Kohlenstoff 70

5.3. Erörterung der Versuchsergebnisse über den Diffusionsausgleich 73

6. Zusammenfassung 76

1. Einleitung

In zahlreichen unlegierten und legierten Stählen wird im geschmiedeten und gewalzten Zustand nach bestimmten Wärmebehandlungen, insbesondere aber nach sehr langsamer Abkühlung eine zeilenförmige Anordnung einzelner Gefügebestandteile festgestellt.

Bei u n t e r e u t e k t o i d i s c h e n Stählen können je nach Art der Abkühlung von der Austenitisierungstemperatur ferritische neben perlitischen bzw. ferritisch-perlitischen Zeilen oder aber martensitische neben Zwischenstufengefügezeilen entstehen. Gefüge mit solchen Zeilen werden in den Bildern 1 bis 4 gezeigt. Das Gefüge in Bild 1 besteht aus fast rein ferritischen und perlitischen Zeilen. Bild 2 zeigt dasselbe Gefüge stärker vergrössert. Hier ist deutlich zu erkennen, dass der Kohlenstoff nahezu vollständig in den Perlitzeilen enthalten ist. Im Gegensatz dazu liegt in Bild 3 der Kohlenstoff in gleichmässiger Verteilung vor. Zeilen mit Zwischenstufengefüge sind in eine martensitische Grundmasse eingebettet. Ein besonders geartetes Zeilengefüge gibt Bild 4 wieder. Neben Zeilen mit etwa gleichen Teilen Ferrit, Perlit und Zwischenstufengefüge sind Zeilen mit etwa 75 % Martensit und 25 % Zwischenstufengefüge zu sehen.

Ausser der beschriebenen Art der Gefügezeiligkeit gibt es noch eine weitere, die sich während der Anlassbehandlung eines gehärteten Stahles bildet und die Folge einer bevorzugt in Zeilen erfolgten Karbidausscheidung ist.
Ausserdem können in allen Stählen - unabhängig von der Wärmebehandlung - in Zeilen angeordnete nichtmetallische Einschlüsse, insbesondere sulfidischer Art, auftreten.

2. Literaturübersicht

Da die Gefügezeiligkeit wegen der unterschiedlichen mechanischen und technologischen Eigenschaften zeiliger und nicht zeiliger Stähle erhebliche praktische Bedeutung hat, ist im Schrifttum über umfangreiche Untersuchungen berichtet worden. Die ersten (1) Untersuchungen wurden offenbar durch den sogenannten H o l z f a s e r b r u c h angeregt, dessen Aussehen bereits auf einen Zusammenhang mit der Gefügezeiligkeit schliessen lässt. Die Ausführungen von Baeckstroem (2), die sich auf Literaturstudien und eigene Untersuchungen stützen, lassen tatsächlich einen Zusammenhang zwischen diesen beiden Erscheinungen erkennen.

Über die mechanischen Eigenschaften zeiliger Stähle stimmen die Angaben in der Literatur weitgehend überein. Sowohl Loria (3), Jatzcak, Girardi und Rowland (4), Walker (5) als auch Finistone und Fearnehough (6) kommen zu der Feststellung, dass die Z ä h i g k e i t s e i g e n s c h a f t e n wie Dehnung, Einschnürung und Kerbschlagzähigkeit längs der Faser deutlich besser sind als quer zur Faser. Zerreissfestigkeit und Streckgrenze werden dagegen nur wenig beeinflusst.

Bei einigen spanabhebenden Bearbeitungsverfahren können sich Ferrit- und Perlitzeilen ungünstig auf die S c h n i t t l e i s t u n g und die O b e r f l ä c h e n b e s c h a f f e n h e i t auswirken.

Nachteilig sollen nach Heyer (7) die Gefügezeilen auch für die K a l t v e r f o r m b a r k e i t sein. Nach Wolfe und Robinson (8) soll dagegen die Tiefziehfähigkeit von Blechen durch Gefügezeilen verbessert werden.

Den ersten umfassenden Bericht über die bis zum Jahre 1952 bekanntgewordenen Versuche über die Ursachen der Gefügezeiligkeit hat B a e c k s t r o e m (2) gegeben. Dieser Forscher nennt vier Hypothesen, die zeitweilig eine gewisse Bedeutung erlangt haben.

Beim ersten Erklärungsversuch sind die im Stahl vorhandenen n i c h t m e t a l l i s c h e n E i n s c h l ü s s e die Ursache für die Bildung der Gefügezeilen. Da sie in unlegierten untereutektoidischen Stählen bevorzugt in den Ferritzeilen auftreten, kam B r e a r l y (9) zu der Überzeugung, dass die keimbildende Wirkung der bei der Warmformgebung zeilenförmig ausgestreckten Schlacken die Ursache für die Bildung der Ferritzeilen ist. Obwohl G i o l i t t i (10) und auch einige andere Verfasser dieser Ansicht im Prinzip zustimmen, kann man diesen Deutungsversuch heute bereits als widerlegt betrachten. (U. Wyss, (11).

In einem zweiten Deutungsversuch macht S t e a d (12) die K r i s t a l l s e i g e r u n g d e s P h o s p h o r s für die Bildung der Ferrit- und Perlitzeilen verantwortlich. Er hatte bei der Erprobung kupferhaltiger Ätzmittel festgestellt, dass die Ferritzeilen meist phosphorreicher waren als die Perlitzeilen. Da mit steigendem Phosphorgehalt die A_3-Temperatur ansteigt, setzt nach seiner Deutung bei kontinuierlicher Abkühlung die Ferritbildung in der phosphorreicheren Zeile vorzeitig ein, wodurch es zur Bildung von Ferritzeilen kommen kann.

Sehr weitgehend wurde der Einfluss des Phosphors von Whiteley (13) (14) untersucht. Er hat phosphorarme und -reiche Bleche durch Schmieden miteinander verschweisst und nach langsamer Abkühlung auf Ferritzeilen untersucht. Auf diese Weise wurde nachgewiesen, dass Phosphorseigerungen nur dann die Ursache für das Auftreten von Ferrit- und Perlitzeilen sein können, wenn sie ausserordentlich stark sind. Da aber nicht in jedem Falle die phosphorreichen Zeilen Ferrit enthielten und auch sehr phosphorarme Stähle zeilig waren, kam Whiteley bereits zu dem Schluss, dass die Phosphorseigerung nicht die alleinige Ursache für die Bildung der Gefügezeilen sein kann.

Als dritten Deutungsversuch erwähnt Baeckstroem die zuerst von L e C h â t e l i e r und B o g i t s c h (15)

geäusserte Ansicht, dass Sauerstoffseigerungen die Ursache für die Zeilenbildung sind. Sowohl diese als auch die später von Benedicks und Lofquist (16) erarbeitete "dynamische Seigerungstheorie" können aber die Erscheinung der Gefügezeiligkeit nicht befriedigend erklären.

Baeckstroem (2) kommt schliesslich auf Grund seines Literaturstudiums zu dem vierten Deutungsversuch, wobei er annimmt, dass nahezu alle im Stahl vorhandenen Legierungselemente seigern und dadurch die Zeilenbildung verursachen. Als Beweis sieht er die Untersuchungsergebnisse von Lavender und Jones (17) an. Letztere haben mit Hilfe mikroradiographischer Untersuchungen von der Kristallseigerung herrührende Konzentrationsunterschiede und deren Zuordnung zu den Gefügezeilen nachgewiesen und gezeigt, dass mit einem Ausgleich dieser Seigerungen durch eine Diffusionsglühung auch die Gefügezeiligkeit beseitigt ist.

Unabhängig von Baeckstroem kommt wenig später auch D. G. Walker (5) - ebenfalls auf Grund eines ausführlichen Literaturstudiums - zu dem gleichen Ergebnis, obwohl seinem Literaturstudium zahlreiche andere Arbeiten zu Grunde liegen. Er führt unter anderem die Arbeiten von Larsen (18) und Prohoroff (19) an, in denen nachgewiesen wird, dass Manganseigerungen Ferrit- und Perlitzeilen bilden. Hierbei waren die manganärmeren Zeilen ferritisch. Diese Tatsache wird dem Umstand zugeschrieben, dass wegen der Senkung des A_3-Punktes durch Mangan die manganärmere Zeile die höhere A_3-Temperatur hat und dadurch die Bildung des Ferrits in diesen Zeilen zuerst einsetzt.

Walker kommt ebenso wie später Bastien (20) zu der Überzeugung, dass nur die Beachtung der Seigerungen aller im Stahl enthaltenen Elemente zu einer allgemein gültigen Erklärung führen kann. Er schliesst sich sogar der Ansicht von Prohoroff an, der annahm, es sei durch geeignete Legierungsmassnahmen möglich, die Gehalte der ver-

schiedenen Legierungselemente so aufeinander abzustimmen, dass im geseigerten Zustand die legierungsarmen und -reichen Zonen den gleichen A_3-Punkt haben und es infolgedessen nicht zur Bildung von Ferrit- und Perlitzeilen kommt. Nach seiner Ansicht müssen folgende fünf Einflussgrössen berücksichtigt werden:

1) Kohlenstoffgehalt
2) Seigerungsgrad
3) Verformung
4) Austenitisierungszeit und -temperatur
5) Abkühlungsgeschwindigkeit.

Auf Grund eigener Versuche sind sowohl U r s W y s s (11) als auch P l ö c k i n g e r und R a n d a k (21) zu der Überzeugung gelangt, dass die Seigerungen aller im Stahl gelöst enthaltenen Elemente an der Bildung der Ferrit- und Perlitzeilen beteiligt sind. Während Urs Wyss die einzelnen von ihm erarbeiteten Einflussgrössen - sie stimmen im wesentlichen mit den von Walker angegebenen überein - in ihrer Wirkung untersucht, verfolgen Plöckinger und Randak besonders die Entstehung des Z e i l e n g e f ü g e s aus dem G u s s g e f ü g e und den Einfluss von D i f f u s i o n s g l ü h u n g und V e r f o r m u n g .

Im Gegensatz zu den bisher erwähnten Arbeiten haben Plöckinger und Randak auch die bei rascherer Abkühlung sich bildende Gefügezeiligkeit, bei der sich keine oder eine nur unwesentliche Entmischung des Kohlenstoffs einstellt, in stärkerem Masse in ihre Untersuchungen einbezogen. Die Verfasser unterscheiden deshalb bei den allein untersuchten untereutektoidischen Stählen zwischen einer Gefügezeiligkeit o h n e und m i t Kohlenstoffentmischung. Weiterhin sprechen sie von einer n o r m a l e n Gefügezeiligkeit, wenn der Ferrit in den positiv geseigerten Zeilen enthalten ist; im umgekehrten Falle aber von einer a n o m a l e n Gefügezeiligkeit.

In einem Diskussionsbeitrag zu der letztgenannten Arbeit haben **P e t e r** und **F i n k l e r** an Hand von schematischen Darstellungen, wie sie ähnlich von Bastien und Mitarbeitern (22) zur Erklärung der Wirkungsweise des Phosphors verwendet wurden, eine Vorstellung über das Zustandekommen der Gefügezeiligkeit mit und ohne Kohlenstoffentmischung gegeben. Hierbei sind ZTU-Schaubilder für kontinuierliche Abkühlung für die am stärksten geseigerten Bereiche der negativ und positiv geseigerten Zeilen ineinander gezeichnet. Je nachdem, ob die Seigerung den A_3-Punkt senkt oder erhöht und ob sie das Umwandlungsverhalten beschleunigt oder verlangsamt, ergeben sich die vier möglichen, in den Bildern 5a bis d dargestellten Fälle. Die gestrichelt angelegten Schaubilder gelten für die legierungsärmeren, die durchgezogenen für die legierungsreicheren Zeilen.

Das Studium der Literatur hat also gezeigt, dass in neuerer Zeit die früheren Erklärungsversuche aufgegeben wurden und nur noch die Seigerungen der im Austenitkristall gelösten metallischen und nichtmetallischen Legierungselemente für die Zeilenbildung verantwortlich gemacht werden.

Die Vorgänge, die zur Bildung der Gefügezeiligkeit sowohl **m i t** als auch **o h n e** Kohlenstoffentmischung führen, lassen sich nur erklären, wenn die Stärke der Kristallseigerungen im Stahl möglichst genau bekannt ist. Diese Frage war daher auch bereits Gegenstand zahlreicher Untersuchungen, bei denen nahezu alle bekannten Verfahren zum Nachweis von Seigerungen eingesetzt worden sind.

Das einfachste und älteste Verfahren zum qualitativen Nachweis der Kristallseigerung im Stahl ist die metallographische Untersuchung. Die meiste Anwendung hat das Oberhoffer'sche Ätzmittel gefunden, das zum Nachweis von Phosphorseigerungen geeignet ist. Da die Phosphorseigerung mit der Seigerung der übrigen Elemente örtlich zusammenfällt und ausserdem Phosphor in jedem Stahl enthalten ist, lassen sich die geseigerten Bereiche mit diesem einfachen Hilfs-

mittel kennzeichnen. Eine Aussage darüber, in welchem Masse die übrigen Elemente seigern, kann das Oberhoffer-Ätzmittel nicht machen.

Für den q u a l i t a t i v e n Nachweis von Seigerungen der metallischen Legierungselemente ist in neuerer Zeit oft die m i k r o r a d i o g r a p h i s c h e M e t h o d e angewendet worden (8, 17 und 23 bis 29). Dieses Verfahren beruht auf der selektiven Absorbtion einer monochromatischen Röntgenstrahlung geeigneter Wellenlänge. Schwierigkeiten bereitet allerdings der Nachweis von Nickelseigerungen und der getrennte Nachweis mehrerer geseigerter Elemente.

Zum qualitativen und quantitativen Nachweis von Seigerungen der metallischen und nichtmetallischen Elemente ist das a u t o r a d i o g r a p h i s c h e V e r f a h r e n eingesetzt worden, bei dem die γ- oder β-Strahlung eines künstlichen radioaktiven Isotops zum Nachweis der Verteilung des betreffenden Elementes verwendet wird (30 bis 35).

Ein weiteres, mehrfach erprobtes Verfahren zum qualitativen und quantitativen Nachweis ist die s e l e k t i v e c h e m i s c h e L ö s u n g der unterschiedlich legierten Kristalle (22 und 36). Während die vorgenannten Verfahren die Verteilungsform der geseigerten Elemente aufzeigen, wird bei dieser Methode die mittlere chemische Zusammensetzung der positiv und negativ geseigerten Bereiche ermittelt.

Auch die c h e m i s c h e S p e k t r a l a n a l y s e ist zum Nachweis von Seigerungen eingesetzt worden (6). Sie ist natürlich nur mit Hilfe besonderer Massnahmen möglich, die gestatten, einen Bereich in der Grössenordnung von etwa 10^{-5} mm^3 analytisch zu erfassen. Wegen der damit verbundenen Schwierigkeiten ist dieses Verfahren bisher nur sehr wenig angewendet worden.

Das zuverlässigste der bis heute bekannt gewordenen Nachweisverfahren ist zweifellos die Punktanalyse mit der Castaing'schen Mikrosonde, die bereits in mehreren Fällen zu wertvollen Ergebnissen geführt hat (37 bis 39). Mit der Mikrosonde wird eine Fläche von 2 - 3 μ^2 durch Elektronenbeschuss zur Aussendung der charakteristischen Röntgenspektren angeregt, die dann quantitativ ausgewertet werden. Die Analysengenauigkeit genügt nach den Angaben von Philibert und Crussard (37) mit 1 % bei Gehalten von mehr als 0,5 % auch höheren Ansprüchen. Ebenso wie bei der Mikroradiographie und der chemischen Spektralanalyse lassen sich aber vorläufig nur die schweratomigen Elemente nachweisen. Seigerungen der Elemente C, O, N, P und S können also heute noch nicht erfasst werden.

Auch weitere Verfahren, wie die Röntgenspektralanalyse oder die von Trillat (28) beschriebene Elektronenmikroradiographie dürften nach weiterer Verfeinerung anwendbar sein, sind aber unseres Wissens bis heute noch nicht eingesetzt worden.

Die Voraussetzung für ein eingehenderes Studium der Ursachen der Gefügezeiligkeit ist die Kenntnis von der Stärke der Kristallseigerungen der einzelnen Elemente. Die Angabe allgemeingültiger Mittelwerte ist jedoch sehr schwierig, da bereits die Höhe der Gehalte innerhalb der Seigerungszeilen sehr unterschiedlich ist. Ein eindrucksvolles Bild von der Verteilung eines geseigerten Elementes vermittelt die mit der Mikrosonde gemessene isotitrische Darstellung der Manganverteilung in einem Manganhartstahl in Bild 6.

Infolge unterschiedlicher Erstarrungsgeschwindigkeiten in den einzelnen Bereichen eines Blockes ist die mittlere Kristallseigerung natürlich auch verschieden. Ausserdem ist die Kristallseigerung noch von weiteren Faktoren wie Stahlzusammensetzung, Schmelz- und Giesstemperatur, Giess-

verfahren, Giessgeschwindigkeit, Blockgrösse und Blockform sowie von der Abkühlungsgeschwindigkeit abhängig. Quantitative Aussagen über die mittlere Höhe der allgemein zu erwartenden Kristallseigerungen der einzelnen Elemente können also nur grobe Mittelwerte aus einer grossen Zahl von Versuchsergebnissen sein. Die unterschiedlichen Angaben in der Literatur über die Stärke der Kristallseigerungen sind also sicherlich nicht nur auf die tatsächlichen Unterschiede der Kristallseigerung zurückzuführen.

In der Tabelle 1 sind für die Elemente Mn, Cr, Ni, Mo, Si, P, S, V, W und As die zur Auswertung herangezogenen Literaturstellen zusammengestellt. Zum Teil enthalten diese Veröffentlichungen allerdings nur qualitative Angaben.

Die starke Seigerungsneigung von P h o s p h o r und S c h w e f e l ist bekannt. Auch A r s e n , das eine gewisse chemische Verwandtschaft mit diesen beiden Elementen aufweist, neigt nach neueren Versuchen von P h i l i b e r t und B e a u l i e u (39) zu starken Kristallseigerungen. So stieg der Arsengehalt in der positiv geseigerten Zeile bis zum 42-fachen Gehalt der negativ geseigerten Zeile an. Über die Einteilung der übrigen Elemente nach ihrer Seigerungsneigung bestehen in der Literatur unterschiedliche Auffassungen. Während Philibert und Beaulieu die Reihenfolge Mo, Cr, Mn und Ni angeben, seigert nach Bastien (20) Mangan stärker als Chrom. Im übrigen soll die Manganseigerung nach übereinstimmenden Aussagen von Betteridge und Sharpe (23), Lavender und Jones (17) sowie Wolfe und Robinson (8) im verformten Zustand durch schmale, scharf ausgeprägte Bänder gekennzeichnet sein, während allen anderen Elementen eine wesentlich diffusere Verteilung nachgesagt wird.

Die Versuchsergebnisse in der in Tabelle 1 angeführten Literatur zeigen, dass für die Kristallseigerungen der Legierungsmetalle Mo, Cr, Mn, Ni, W und V und ebenso für Si zwischen den Gehalten der legierungsärmeren und legierungsreicheren Zeilen im Mittel mit einem Unterschied von

etwa 20 - 40 % des Durchschnittgehaltes gerechnet werden kann. Dabei dürften die Seigerungen von Molybdän, Chrom und Mangan an der oberen und die von Nickel und Silizium an der unteren Grenze liegen.

Es soll in diesem Zusammenhang nicht unerwähnt bleiben, dass Philibert und Beaulieu (39) bei ihren Untersuchungen mit der Mikrosonde in den positiv geseigerten Zeilen bei Chromseigerungen stellenweise bis 4-fache und bei Molybdänseigerungen sogar bis 6,8-fache Gehalte der negativ geseigerten Zeilen ermittelt haben. Die in untereutektoidischen Stählen in geringen Gehalten vorhandenen Elemente W und V haben nach Bastien (20) eine etwas stärkere Seigerungsneigung als Nickel.

Bei der Bildung der Ferrit- und Perlitzeilen reicht das Diffusionsvermögen des K o h l e n s t o f f s bei der Umwandlungstemperatur aus, um Diffusionswege von der Grössenordnung eines mittleren Zeilenabstandes in relativ kurzen Zeiten zurückzulegen. Aus diesem Grunde kann angenommen werden, dass sich bei jeder Austenitisierung eine Gleichgewichtsverteilung des Kohlenstoffs einstellt, zumal die Austenitisierungstemperatur in untereutektoidischen Stählen bedeutend höher als die Umwandlungstemperatur ist. Die Seigerung der übrigen Metalle wird dagegen durch eine Austenitisierung praktisch nicht beeinflusst (17). Aber auch im homogenen austenitischen Gefüge des geseigerten Stahles kann sich keine vollständig gleichmässige Verteilung des Kohlenstoffs einstellen. Die Verteilung des Kohlenstoffs befindet sich nämlich im Gleichgewicht, wenn eine überall gleiche Aktivität des Kohlenstoffs vorliegt (40); diese ist aber nicht nur vom Kohlenstoffgehalt, sondern auch vom Legierungsgehalt abhängig. Eine an Hand von Versuchsergebnissen aus der Literatur (40 bis 46) durchgeführte eingehende Untersuchung der zu erwartenden Schwankungen des Kohlenstoffgehaltes im geseigerten Stahl zeigte, dass sie als sehr gering angenommen werden können.

Zusammenfassend kann aus dem erwähnten Schrifttum gefolgert werden, dass die Kristallseigerung die Ursache der Gefüge-

zeiligkeit ist. Das Schrifttum enthält aber keine Angaben über den Einfluss des einzelnen Elementes auf die Bildung der Gefügezeiligkeit. Sie sind durch Untersuchungen an geseigerten Stählen auch nicht zu erhalten, da stets mehrere Elemente gleichzeitig geseigert sind und ihr Einfluss sich daher überlagert. Aber auch Untersuchungen an reinen ternären Legierungen von Eisen, Kohlenstoff und dem jeweils interessierenden Element können keine befriedigenden Ergebnisse liefern, da weder die Stärke der Seigerungen noch der Zeilenabstand gleichmässig sind und auch zu stark schwanken, um die Ermittlung brauchbarer Mittelwerte zu ermöglichen. Vollständig unbeachtet müsste ausserdem bei solchen Untersuchungen an ternären Legierungen der Einfluss weiterer, nicht geseigerter Elemente bleiben.

Die Fähigkeit der verschiedenen geseigerten Elemente, Gefügezeilen zu bewirken, lässt sich daher in befriedigendem Masse nur an Proben untersuchen, die den nachfolgenden Forderungen genügen. Zunächst darf nur e i n Element geseigert sein. Die S t ä r k e der Seigerung muss beliebig eingestellt werden können und darf keine Schwankungen innerhalb der Probe aufweisen. Darüberhinaus muss auch die G r u n d l e g i e r u n g beliebig gewählt werden können. Letzteres ist erforderlich zur Ermittlung des Einflusses der Grundlegierung auf die Bildung der Gefügezeiligkeit. Schliesslich müssen die Z e i l e n a b s t ä n d e über mehrere Zeilen hinweg gleich sein, sich aber innerhalb der Probe von einigen hundertstel bis zu einigen zehntel Millimetern kontinuierlich ändern, damit der Einfluss des Zeilenabstandes untersucht werden kann.

Da Proben mit natürlichen Seigerungen diese Forderungen nicht erfüllen, war es notwendig, Proben mit künstlichen "Seigerungen" zu entwickeln, die den oben gestellten Forderungen entsprechen.

3. Versuchsdurchführung

Zur Herstellung von künstlich "geseigerten" Proben mit den geforderten Eigenschaften wurden wechselweise aufeinander gelegte Plättchen von je 2 Stählen mit gleicher Grundzusammensetzung und geeignet abgestuften Gehalten eines Elementes miteinander verschweisst und verformt.

Das Bild 7 zeigt einen verschweissten, nicht verformten Plättchenstapel im Schnitt. Die Probe ist durch Verwendung einer ungeraden Anzahl von 1 mm dicken Plättchen - 6 von einem Stahl 1 und 5 von einem Stahl 2 - symmetrisch aufgebaut, d.h., die äusseren Plättchen sind stets aus dem gleichen Stahl 1. An den beiden Enden befinden sich noch Endstücke aus dem Stahl 2. Diese Endstücke sollen während des späteren Schmiedevorganges ein Entkohlen bzw. ein Abzundern der äusseren Plättchen verhindern und bei der metallographischen Auswertung das Auffinden der ersten Zeile erleichtern. Ausserdem sind sie so bemessen, dass die künstlich "geseigerte" Zone bei der Schmiedung eine geeignete Verformung erfährt. Als günstige Abmessung hatte sich in Vorversuchen ein Durchmesser von 25 mm und eine Dicke von 1 mm für die Plättchen und eine Dicke vom 8 mm für die Endstücke ergeben.

Das Verschweissen des Plättchenstapels erfolgte bei etwa 1100° C in der in Bild 8 dargestellten Handpresse. Die Plättchen wurden hierbei zwischen ein Widerlager und einen Druckstempel eingelegt, der seinerseits durch eine Druckspindel angedrückt wird. Das Kopfende des Widerlagers ist als ein abnehmbares Zwischenstück ausgebildet, das die Aufgabe hat, ein metallisches Schutzrohr zu halten. Ausserdem erlaubt es, das Zwischenstück, Schutzrohr, Druckstempel und Probe aus dem Ofen zu ziehen. Die in der Hochtemperaturzone befindlichen Teile wurden aus einer hochwarmfesten Cr-Ni-Legierung hergestellt; alle übrigen Teile waren aus einem unlegierten Baustahl gefertigt. Zwischen die Berührungsflächen, die nicht verschweissen sollten, waren Glimmerplättchen eingelegt. Während des Schweissvorganges wurde die Temperatur der Probe, die mit einem dicht unter die Stirn-

fläche des Druckstempels geführten PtRh-Pt-Thermoelement gemessen wurde, auf einem Schreiber festgehalten. Zur Vermeidung einer Oxydbildung erfolgte die Schweissung unter Argon. Das Schutzgas wurde seitlich durch eine Bohrung in der Mitte des Druckstempels bis dicht vor die Stirnfläche eingeführt, trat dort durch 4 um je 90° versetzte Bohrungen seitlich aus und strömte schliesslich zwischen Schutzrohr und Druckstempel zurück.

In dem verschweissten Plättchenstapel waren die Zeilenabstände mit 1 mm für die Untersuchungen natürlich zu gross. Deshalb wurde ein Stauchen unter einem 300 kg-Hammer von 27 mm auf 4 mm vorgenommen, wodurch sich eine Probe mit etwa 65 mm Durchmesser und einem erheblich verringerten Zeilenabstand ergab. Die geringe Gleitung der Endflächen beim Stauchvorgang bewirkte dabei in der Mitte der Probe eine wesentlich stärkere Verformung und damit eine stärkere Senkung des Zeilenabstandes als dem Stauchverhältnis entsprach. Durch diese ungleichmässige Verformung erhält der Bereich der künstlichen Zeilen die in Bild 7 schematisch dargestellte Form. Nach der Aufteilung dieser Probe in 12 Segmente wurde der Zeilenabstand nach der Segmentspitze hin kalt gereckt, so dass der Zeilenabstand über die Länge der Probe von etwa 0,03 auf 0,25 mm anstieg. Die vergrösserte Makroaufnahme in Bild 9 zeigt den Verlauf der Zeilen in einem solchen als S t a p e l p r o b e bezeichneten S e g m e n t . In dieser Stapelprobe sind die 0,011 und 0,48 % Phosphor enthaltenden Zeilen mit dem Ätzmittel nach Oberhoffer sichtbar gemacht. An der Spitze der Probe ist ein kleiner Riss zu sehen, der als Folge des sehr hohen Phosphorgehaltes in der legierungsreicheren Zeile beim Ausschmieden entstanden ist.

Die c h e m i s c h e Z u s a m m e n s e t z u n g der für die Stapelproben ausgewählten Stähle ist in Tabelle 2 zusammengestellt. Bei diesen Legierungsreihen ist jeweils die Konzentration desjenigen Elementes verändert worden, dessen Einfluss auf die Bildung von Gefügezeilen untersucht

werden sollte. Die Reihenfolge dieser Elemente ist: Mn, Cr, Ni, Mo, Si, P, S, V und W. Bis auf die in einem 25 kg-Hochvakuuminduktionsofen erschmolzenen Legierungsreihen X und XI erfolgte die Herstellung aller Stähle im basisch zugestellten 100 kg-Hochfrequenzofen.

Zum weitgehenden Abbau der vom Gussblock herrührenden Kristallseigerungen wurden die Stähle nach der Schmiedung auf 8-kt-30-mm 8 Stunden bei 1200° C diffusionsgeglüht. Um eine Entkohlung zu verhindern, wurden die Stäbe mit Spänen gleicher Zusammensetzung in dickwandige Rohre verpackt und eingeschweisst. Das bei der Diffusionsglühung anfallende grobe Korn wurde bei der Abkühlung durch zweimalige Umwandlung in der Perlitstufe beseitigt.

In Tabelle 3 sind die Stapelproben zusammengestellt, die aus den in Tabelle 2 aufgeführten Stählen hergestellt wurden. Für jede Probe ist die Zusammensetzung der Grundlegierung und die Konzentrationen des "geseigerten" Elementes in den Zeilen angegeben.

Die W ä r m e b e h a n d l u n g der Stapelproben erfolgte bis 700° C in Salzbädern und bei höheren Temperaturen in elektrisch beheizten Muffeln. Die Einhaltung der gewünschten Temperaturen erfolgte sowohl bei den Salzbädern als auch bei den Muffelöfen mit Kompensations- und Fallbügelreglern. Bei Abkühlungen mit konstanter Geschwindigkeit wurden die Öfen durch Zeitplangeber gesteuert. Zur Vermeidung einer Entkohlung wurden die Stapelproben in kurze Quarzrohre eingeschweisst.

Bei der Beschreibung der Versuchsergebnisse sind die Seigerungen durch die Angabe der Gehalte des geseigerten Elementes in den Zeilen gekennzeichnet. Unter der Bezeichnung "Seigerung" ist daher nur der U n t e r s c h i e d in den Legierungsgehalten der Zeilen zu verstehen.

Der unterschiedliche Z e i l e n a b s t a n d in der Stapelprobe hat zur Folge, dass meist bei grossen Zeilenab-

ständen infolge der zu grossen Diffusionswege eine regellose Verteilung von Ferrit und Perlit vorliegt. Erst bei kleineren Zeilenabständen kann die Entmischung durch die Zunahme bzw. Abnahme des Perlits in den einzelnen Zeilen ablaufen, bis schliesslich reine Ferrit- neben Perlitzeilen vorliegen, wie die schematische Darstellung in Bild 10 zeigt. Als quantitatives Mass für die Fähigkeit einer "Seigerung", Gefügezeilen zu bilden, wurde der Zeilenabstand bestimmt, bei dem gerade reine Ferritzeilen vorliegen. Er wird im nachfolgenden Text als "kritischer Zeilenabstand" bezeichnet. Die Messung des Zeilenabstandes erfolgte bei 50- oder 100-facher Vergrösserung unter dem Mikroskop. Der angegebene Wert für den Zeilenabstand ist dabei jeweils ein über mehrere Zeilen hinweg gemessener Mittelwert.

4. Der Einfluss einer in Zeilen angeordneten ungleichmässigen Verteilung der Legierungsgehalte auf die Ausbildung von Gefügezeilen nach unterschiedlichen Wärmebehandlungen.

Die bei einer Umwandlung in der Perlitstufe sich ausbildenden Ferrit- und Perlitzeilen sind eine Folge der unregelmässigen Verteilung der Legierungs- und Begleitelemente. Die Umwandlung in der Perlitstufe und damit auch die Bildung der Ferrit- und Perlitzeilen kann sowohl bei einer langsamen k o n t i n u i e r l i c h e n Abkühlung aus dem Austenitgebiet als auch i s o t h e r m i s c h erfolgen. Da bekannt ist, dass die Temperaturführung bei dieser Umwandlung von entscheidendem Einfluss auf Art und Ausmass der Gefügezeiligkeit ist, lag es nahe, ihre Bildung in Abhängigkeit von diesen beiden Wärmebehandlungsarten zu untersuchen.

Da sich ausserdem während des A n l a s s e n s gehärteter Stähle oftmals eine weitere, nur wenig bekannte Art der Gefügezeilen ausbildet, wurde auch diese Art der Wärmebehandlung in die Untersuchungen mit einbezogen.

4.1. Die langsame kontinuierliche Abkühlung

Mit Hilfe der in Tabelle 3 aufgeführten Stapelproben wurde untersucht, in welchem Masse "Seigerungen" der Elemente Mn, Cr, Ni, Mo, Si, P, S, V und W die Fähigkeit besitzen, die Bildung von Ferrit- und Perlitzeilen zu bewirken. Im Vordergrund stand dabei die langsame kontinuierliche Abkühlung, weil bei dieser Art der Abkühlung aus dem Austenitgebiet besonders ausgeprägte Gefügezeilen entstehen und diese sich bei grösseren Abmessungen mit entsprechend grossem Wärmeinhalt nicht vermeiden lassen.

4.1.1. Mangan

Von den Legierungselementen im Stahl kommt dem Mangan besondere Bedeutung zu, da dieses Element praktisch in jedem Stahl enthalten ist. Die Versuche wurden mit den

aus Manganstählen mit 0,25 % C aufgebauten Stapelproben 9 - 14 und mit den Stapelproben 57 - 69 durchgeführt, die aus Cr-Ni-Mn-Stählen mit 0,20 % C, 1 % Cr, 1 % Ni und wechselnden Mangangehalten zusammengesetzt sind. Die Unterschiede in den Mangangehalten der Zeilen betrugen bei den Manganstählen 0,57 bis 2,17 % und 0,08 bis 1,07 % in den Cr-Ni-Mn-Stählen.

	Probe-Nr.	Mn-Gehalte in den Zeilen
Mangangehalte in den Zeilen der Stapelproben 9 - 14 aus Stählen mit 0,25 % C; 0,30 % Si und 0,07; 0,64; 1,10 und 2,24 % Mn.	9	0,07 und 0,64 % Mn
	10	0,07 " 1,10 % "
	11	0,07 " 2,24 % "
	12	0,64 " 1,10 % "
	13	0,64 " 2,24 % "
	14	1,10 " 2,24 % "
Mangangehalte in den Zeilen der Stapelproben 57 bis 69 aus Stählen mit 0,20 % C; 0,30 % Si; 1 % Cr; 1 % Ni und Mangangehalten von 0,21 %; 0,29 %; 0,38 %; 0,48 %; 0,68 %; 0,88 %; und 1,28 %,	57	0,21 und 0,29 % Mn
	58	0,21 " 0,38 % "
	59	0,21 " 0,48 % "
	60	0,21 " 0,68 % "
	61	0,21 " 0,88 % "
	62	0,21 " 1,28 % "
	63	0,29 " 0,38 % "
	64	0,38 " 0,48 % "
	65	0,48 " 0,68 % "
	66	0,68 " 0,88 % "
	67	0,88 " 1,28 % "
	68	0,48 " 0,88 % "
	69	0,48 " 1,28 % "

Die nach langsamer Abkühlung von 900° oder 1150° mit Abkühlungsgeschwindigkeiten zwischen 5°/min und 0,4°/min festgestellte Gefügezeiligkeit war bei allen Proben a n o m a l , d.h., die manganärmere Zeile war stets ferritisch. Für nur mit Mangan legierte Stähle ist in Bild 11 auf Grund der Untersuchungen an den Stapelproben 9 - 14 der Einfluss der Abkühlungsgeschwindigkeit auf den kritischen Zeilenabstand dargestellt. Auf der Abszisse ist die Abkühlungsgeschwindigkeit als Abkühlungszeit in sek/grad angegeben. Der Parameter für die einzelnen Kurven ist die "Seigerung" der

Stapelproben. Bei allen Kurven nimmt der kritische Zeilenabstand mit langsamer werdender Abkühlung nach einem annähernd parabolischen Gesetz zu. Die Lage der Kurven ist sowohl von der Seigerung als auch von dem Gehalt der niedriger legierten Zeile abhängig. Bei g l e i c h e m Mangangehalt der niedriger legierten Zeile verschieben sich die Kurven mit zunehmender Seigerung zu grösseren Zeilenabständen. Mit s t e i g e n d e m Mangangehalt der n i e d r i g e r legierten Zeile und gleicher Seigerung aber nehmen die kritischen Zeilenabstände ab, wie ein Vergleich der kritischen Zeilenabstände an den Stapelproben 10 und 14 sowie 9 und 12 mit "Manganseigerungen" von etwa 1 bzw. 0,5 % zeigt.

Mit zunehmendem Mangangehalt in der niedriger legierten Zeile wird der kritische Zeilenabstand kleiner, obwohl die Seigerung gleich bleibt. Dies wird in Bild 12 deutlich sichtbar gemacht. In diesem Bild ist für Mangangehalte von 0,07; 0,64 und 1,10 % in der niedriger legierten Zeile der kritische Zeilenabstand über dem Mangangehalt in der legierungsreicheren Zeile für die drei Abkühlungsgeschwindigkeiten 0,4°/min; 1,25°/min und 5°/min aufgetragen. Die Kurven beginnen bei dem Mangangehalt der niedriger legierten Zeile und dem kritischen Zeilenabstand Null, weil in diesem Punkt die Mangangehalte in den Zeilen gleich sind und eine Gefügezeiligkeit nicht eintreten kann. Mit zunehmendem Mangangehalt der höher legierten Zeile steigen die Kurven z u n ä c h s t s t e i l a n , f l a c h e n d a n n a b e r s e h r r a s c h a b . Je höher der Mangangehalt der niedriger legierten Zeile ist, umso kleiner sind die Zeilenabstände bei denen das Abbiegen der Kurven einsetzt.

Der in den beiden Bildern annähernd parabolische Verlauf der Kurven wird verständlich, wenn berücksichtigt wird, dass das Quadrat des mittleren Diffusionsweges proportio-

nal zur Zeit ist. Bei kontinuierlicher Abkühlung beginnt die Ferritausscheidung im geseigerten Stahl zunächst nur in der Zeile mit der höheren Ar_3-Temperatur; d.h., wenn Manganseigerungen vorliegen in der manganärmeren Zeile. Im weiteren Verlauf der Umwandlung müssen die Ferritzeilen bereits weitgehend gebildet sein, wenn die Ar_3-Temperatur der manganreicheren Zeilen erreicht wird, da sonst auch in dieser Zeile die Ferritausscheidung einsetzt. Die Zeit, die dem Kohlenstoff zur Diffusion aus der später ferritischen Zeile zur Verfügung steht, ist also durch die D i f f e r e n z d e r Ar_3-T e m p e r a t u r e n und d i e A b k ü h l u n g s g e s c h w i n d i g k e i t gegeben. Wird davon ausgegangen, dass die Differenz der Ar_3-Temperaturen von der Abkühlungsgeschwindigkeit unabhängig ist, so nimmt die dem Kohlenstoff zur Verfügung stehende Zeit mit kleiner werdender Abkühlungsgeschwindigkeit linear zu. Der mittlere Diffusionsweg und damit der kritische Zeilenabstand nimmt aber nur mit der Wurzel aus der Zeit zu, d.h., es besteht ein parabolischer Zusammenhang, wie er in Bild 11 zum Ausdruck kommt. Der gleiche Zusammenhang ergibt sich, wenn die Abkühlungsgeschwindigkeit konstant gehalten wird und die Differenz der Ar_3-Temperaturen ansteigt. Dies ist der Fall, wenn der Mangangehalt der legierungsreicheren Zeile ansteigt, wie in Bild 12 gezeigt wird. Der hierbei vorauszusetzende lineare Zusammenhang zwischen Mangangehalt und Ar_3-Temperatur kann in erster Näherung angenommen werden.

Im Einzelnen geben also die Kurven in Bild 12 an, bis zu welchen Zeilenabständen bei gegebener "Seigerung" und gegebener Abkühlungsgeschwindigkeit r e i n e F e r r i t z e i l e n zu erwarten sind. Bei grösseren Zeilenabständen treten dann keine reinen Ferritzeilen mehr auf. So führt z. B. ein Unterschied der Mangangehalte von 0,64 zu 1,10 % bei einem Abstand der Zeilen von 0,14 mm bei einer Abkühlung mit 1,25°/min nicht zur Bildung von reinen Ferritzeilen, bei einer Abkühlungsgeschwindigkeit von 0,4°/min aber bilden sie sich, da der Zeilenabstand von 0,14 mm im ersten Falle grösser

und im zweiten Falle kleiner als der kritische Zeilenabstand ist. Der gleiche Unterschied der Mangangehalte von 0,46 % bewirkt bei einem auf 1,10 % Mn erhöhten Gehalt der niedriger legierten Zeile, d.h., bei einer Seigerung von 1,10 zu 1,56 %, selbst bei einer Abkühlung mit 0,4°/min keine Ferritzeilen mehr, da durch die Heraufsetzung der Mangangehalte der kritische Zeilenabstand von 0,18 mm auf 0,09 mm herabgesetzt wird.

Neben der Abkühlungsgeschwindigkeit hat auch die Austenitisierungstemperatur einen erheblichen Einfluss auf die Entstehung der Ferrit- und Perlitzeilen. Zur Darstellung dieses Einflusses sind in Bild 13 die kritischen Zeilenabstände in Abhängigkeit von der Seigerung wiedergegeben und zwar für Abkühlungsgeschwindigkeiten von 5°/min, 2,5°/min und 1,25°/min von 900° C und für Abkühlungsgeschwindigkeiten von 5°/min und 2,5°/min von 1150° C. Hiernach bewirkt - bei einer Abkühlungsgeschwindigkeit von 5°/min - eine Erhöhung der Austenitisierungstemperatur von 900° auf 1150° C (Kurven 1 und 3 bzw. 6 und 7) eine etwa gleich starke Vergrösserung des kritischen Zeilenabstandes wie eine Verlangsamung der Abkühlung von 5°/min auf 2,5°/min (Kurven 2 und 8). Bei der Abkühlungsgeschwindigkeit von 2,5°/min war die Vergrösserung des kritischen Zeilenabstandes durch die Erhöhung der Austenitisierungstemperatur von 900° auf 1150° etwa gleich gross wie bei einer Verringerung der Abkühlungsgeschwindigkeit von 2,5°/min auf 1,25°/min, wenn der Mangangehalt der niedriger legierten Zeile 0,64 % betrug (Kurven 8, 9 und 10); enthielten die manganärmeren Zeilen dagegen nur 0,07 %, so hatte die Erhöhung der Austenitisierungstemperatur eine deutlich stärkere Wirkung, wie ein Vergleich der Kurven 2, 4 und 5 erkennen lässt.

Um den Einfluss der "Manganseigerungen" bei gleichzeitiger Anwesenheit von Chrom und Nickel zu erfassen, wurden Segmente der Stapelproben 57 bis 69 von 900° C mit der niedrigen Abkühlungsgeschwindigkeit von 0,4°/min abgekühlt und auf Ferrit- und Perlitzeilen untersucht. Bei diesen Proben waren die Manganseigerungen feiner abgestuft, um

die Wirksamkeit sehr kleiner Seigerungen ermitteln zu können. Die an diesen Proben gemessenen kritischen Zeilenabstände sind in Bild 14 in der gleichen Weise wie bei den Manganstählen wiedergegeben. Der Verlauf der Kurven ist ungefähr der gleiche wie bei den Manganstählen in Bild 12. Ein Vergleich der Kurven in den Bildern 12 für Manganstähle und 14 für Cr-Ni-Mn-Stähle ergibt bei gleicher "Manganseigerung" im Cr-Ni-Mn-Stahl jedoch wesentlich kleinere Zeilenabstände als im nur mit Mangan legierten Stahl. Diesen Unterschied zeigen die aus Bild 12 entnommenen und in Bild 14 gestrichelt eingezeichneten Kurven. So ergibt sich für den manganlegierten Stahl bei einer "Seigerung" von 0,64 zu 1,10 % Mn ein kritischer Zeilenabstand von 0,18 mm, während für den Cr-Ni-Mn-Stahl der kritische Zeilenabstand nur 0,10 mm beträgt.

4.1.2. Chrom

Die Fähigkeit unterschiedlicher Chromgehalte, zur Bildung von Ferrit- und Perlitzeilen zu führen, wurde ebenfalls für zwei unterschiedliche Grundzusammensetzungen untersucht. In allen Fällen wurde eine a n o m a l e Gefügezeiligkeit festgestellt. Die Stapelproben 25 bis 27 aus Chrom-Manganstählen mit 0,16 % C und 1 % Mangan enthielten "Chromseigerungen" von 0,43 zu 0,74 %, 0,43 zu 1,13 % und 0,74 zu 1,13 %. Die für Austenitisierungstemperaturen von 900° und 1150° C und für Abkühlungsgeschwindigkeiten von 5°/min, 1,25°/min und 0,4°/min in den Proben 25 und 26 ermittelten kritischen Zeilenabstände sind in Bild 15 in Abhängigkeit von dem Chromgehalt der legierungsreicheren Zeile aufgetragen.
Die Probe 27 mit Chromgehalten von 0,74 und 1,13 % in den Zeilen wies unter den genannten Wärmebehandlungsbedingungen keine Gefügezeilen auf, obwohl die Differenz der Gehalte mit 0,39 % sogar etwas grösser ist als mit 0,31 % in der Probe 25. Diese Beobachtung stimmt mit den in den Bildern 12 und 14 gezeigten Versuchsergebnissen an den Proben mit "Manganseigerungen" überein. Auch hier geht die Neigung zur Bildung von Ferrit- und

Perlitzeilen bei gleichem Unterschied der Gehalte in den Zeilen zurück, wenn der Mangangehalt in der legierungsärmeren Zeile ansteigt. Die an den Proben 25 und 26 ermittelte und in Bild 15 wiedergegebene Abhängigkeit des kritischen Zeilenabstandes von der "Seigerung" zeigt ebenso wie bei den "Manganseigerungen" einen annähernd parabolischen Verlauf.

Das Bild 15 zeigt weiter, dass eine Erhöhung der Austenitisierungstemperatur auch eine Vergrösserung des kritischen Zeilenabstandes mit sich bringt.
Wird die Austenitisierungstemperatur von 900° auf 1150° C erhöht, so tritt z. B. bei der Probe 25 mit einer Chromseigerung von 0,43 zu 0,74 % eine beachtliche und bei der Probe 26 mit Chromgehalten von 0,43 und 1,13 % eine etwas geringere Erhöhung des kritischen Zeilenabstandes ein.

Die in Bild 16 in Abhängigkeit vom Chromgehalt der legierungsreicheren Zeile dargestellten kritischen Zeilenabstände wurden an den Stapelproben 70 bis 82 aus Stählen mit je etwa 1 % Mn und Ni ermittelt. Die Abstufung der Chromgehalte in den Zeilen war weitgehend die gleiche wie in den bereits beschriebenen Stapelproben 57 bis 69, wie die nachfolgende Aufstellung zeigt.

	Probe Nr.	Cr-Gehalte in den Zeilen
Chromgehalte in den Zeilen der Stapelproben 70 bis 82 aus Stählen mit 0,21 % C; 1,05 % Ni und Chromgehalten von 0,11; 0,23; 0,32; 0,40; 0,60; 0,83 und 1,0 %.	70	0,11 und 0,23 % Cr
	71	0,11 " 0,32 % "
	72	0,11 " 0,40 % "
	73	0,11 " 0,60 % "
	74	0,11 " 0,83 % "
	75	0,11 " 1,00 % "
	76	0,23 " 0,32 % "
	77	0,32 " 0,40 % "
	78	0,40 " 0,60 % "
	79	0,60 " 0,83 % "
	80	0,83 " 1,00 % "
	81	0,40 " 0,83 % "
	82	0,40 " 1,00 % "

Die Proben sind während einer halben Stunde bei 900° austenitisiert und anschliessend mit 0,4°/min abgekühlt worden. Ähnlich wie bei den Untersuchungen über die Manganseigerungen in Bild 14 zeigt sich in diesen Cr-Ni-Mn-legierten Proben eine deutlich geringere Neigung der "Chromseigerungen" Gefügezeilen zu bilden. Verstärkt wird dieser Einfluss noch durch den etwas höheren Kohlenstoffgehalt von 0,21 % gegenüber nur 0,16 % in den Chrom-Manganstählen. In der Literatur (52/1; 58/1) ist mehrfach festgestellt worden, dass ein höherer Kohlenstoffgehalt die Bildung der Gefügezeilen erschwert. So ergibt sich aus Bild 15 für eine "Seigerung" von 0,43 zu 0,74 % Cr ein kritischer Zeilenabstand von 0,15 mm und aus Bild 16 für die gleiche Seigerung ein kritischer Zeilenabstand von 0,05 mm. Die Form der Kurven ist ebenfalls annähernd parabolisch, und die kritischen Zeilenabstände sind bei gleichem Unterschied der Chromgehalte in den Zeilen umso kleiner, je höher der Gehalt der niedriger legierten Zeile ist. Bei einigen Proben hatten sich nur kleine kritische Zeilenabstände ergeben; da diese sich nicht mit der sonstigen Genauigkeit angeben liessen, wurden die entsprechenden Kurven gestrichelt eingezeichnet.

Beispiele für Ferrit- und Perlitzeilen, die durch Chromseigerungen von 0,11 zu 0,40 und 0,11 zu 1,0 % verursacht worden sind, zeigen die Gefügebilder 17 und 18. Beide Bilder stammen aus dem Bereich des kritischen Zeilenabstandes, der durch geringe Mengen Perlit in der Mitte der ferritischen Zeilen gekennzeichnet ist. Die perlitreichen und gleichzeitig auch chromreicheren Zeilen enthalten geringe Anteile Ferrit in der Mitte der Zeilen. Diese Feststellung ist damit zu erklären, dass aus der chromärmeren Zeile verdrängter Kohlenstoff in diese Zone zuletzt gelangt und daher die Unterdrückung der Ferritausscheidung wegen des zu grossen Diffusionsweges nicht mehr vollständig ist.

4.1.3. Nickel

Der Einfluss unterschiedlicher Nickelgehalte auf die Bildung von Ferrit- und Perlitzeilen wurde an den Stapelproben 83 bis 95 untersucht, die aus Stählen mit 0,20 % C, 1 % Mangan, 1 % Chrom und wechselnden Gehalten an Nickel zusammengesetzt sind. Die Nickelgehalte in den Zeilen dieser Proben sind in der folgenden Tabelle zusammengestellt.

Probe Nr.	Ni-Gehalte in den Zeilen	Probe Nr.	Ni-Gehalte in den Zeilen
83	0,06 und 0,16 % Ni	90	0,28 und 0,36 % Ni
84	0,06 " 0,28 % "	91	0,36 " 0,58 % "
85	0,06 " 0,36 % "	92	0,58 " 0,80 % "
86	0,06 " 0,58 % "	93	0,80 " 1,06 % "
87	0,06 " 0,80 % "	94	0,36 " 0,80 % "
88	0,06 " 1,06 % "	95	0,36 " 1,06 % "
89	0,16 " 0,28 % "		

Die an diesen Proben nach Abkühlung von 900° mit 0,4°/min festgestellte Gefügezeiligkeit erwies sich als a n o m a l , d.h., die legierungsärmeren Zeilen enthalten stets den Ferrit. Die ermittelten kritischen Zeilenabstände sind in Bild 19 in Abhängigkeit vom Nickelgehalt der legierungsreicheren Zeile dargestellt. Die Kurven haben wiederum einen nahezu parabolischen Verlauf. Ein Vergleich der Bilder 16 und 19 für unterschiedliche Chrom- bzw. Nickelgehalte in den Zeilen lässt erkennen, dass in den Chrom-Mangan-Nickelstählen die Elemente Nickel und Chrom die gleiche Wirkung hinsichtlich der Bildung von Gefügezeilen haben.

4.1.4. Molybdän

Die Untersuchungen über die Wirkung von Molybdän auf die Bildung von Gefügezeilen wurden an Stählen vorgenommen, die bei einem Kohlenstoffgehalt von 0,27 % neben etwa 1 % Chrom Molybdängehalte bis etwa 0,40 % enthielten. Von den Stapelproben 138 bis 143 wies die Probe 140 mit 0,38 % Mo den grössten Unterschied der Gehalte in den

Zeilen auf, wie aus der folgenden Aufstellung zu entnehmen ist.

Probe Nr.	Mo-Gehalte in den Zeilen
138	Sp. und 0,17 % Mo
139	Sp. " 0,28 % "
140	Sp. " 0,38 % "
141	0,12 " 0,20 % "
142	0,12 " 0,38 % "
143	0,20 " 0,38 % "

Nach langsamer Abkühlung mit 0,4°/min von 900° wies die Probe 138 eine schwache anomale Gefügezeiligkeit auf. Die Probe 139 war zeilenfrei, und in den Proben 140 bis 143 wurde bei kleineren Zeilenabständen eine normale Gefügezeiligkeit festgestellt, d.h., die molybdänreicheren Zeilen waren ferritisch.

Eine Erklärung für das Auftreten sowohl der anomalen als auch der normalen Gefügezeiligkeit ist in den gleichzeitig unterschiedlichen Mangan- und Chromgehalten in den Zeilen dieser Proben zu finden. Die Seigerungen dieser Elemente bewirken eine anomale Gefügezeiligkeit und hatten in der Probe 138 eine stärkere Wirkung als der Unterschied im Molybdängehalt von 0,17 %. In der Probe 139 hat die "Molybdänseigerung" von 0,28 % die gleiche Wirksamkeit wie die unterschiedlichen Gehalte im Mangan- und Chromgehalt; ihre Wirkungen heben sich daher gegenseitig auf. Bei der Probe 140 schliesslich mit dem grössten Unterschied in den Molybdängehalten von 0,38 % überwiegt der Einfluss des Molybdäns, und es kommt zur Ausbildung einer normalen Gefügezeiligkeit. Ähnlich ist es bei den übrigen Proben. Molybdänseigerungen bewirken also eine normale Gefügezeiligkeit, insgesamt ist ihre Wirkung auf die Bildung von Gefügezeilen aber gering.

4.1.5. Silizium

Die Versuche wurden an den Stapelproben 6 - 8 durchgeführt, die aus Stählen mit etwa 0,25 % C, 1,1 % Chrom

und 1,4 % Mangan und wechselnden Siliziumgehalten von 0,25 bis 1,30 % zusammengesetzt sind. Der Siliziumgehalt war mit 0,25 % in den legierungsärmeren Zeilen immer gleich. Die siliziumreicheren Zeilen enthielten in Probe 6 0,62 %, in Probe 7 1,06 % und in Probe 8 1,30 % Silizium. Die nach kontinuierlicher Abkühlung festgestellte Gefügezeiligkeit war n o r m a l , d.h., die siliziumreicheren Zeilen waren ferritisch. In Bild 20 ist der kritische Zeilenabstand in Abhängigkeit vom Siliziumgehalt der legierungsreicheren Zeilen für die Abkühlungsgeschwindigkeiten 5°/min; 1,25°/min und 0,4°/min dargestellt.

Bei der Probe 6 mit dem geringsten Unterschied der Siliziumgehalte in den Zeilen wurden bei keiner der untersuchten Abkühlungsgeschwindigkeiten Ferrit- und Perlitzeilen festgestellt. Bisher wiesen die bei den übrigen untersuchten Elementen aufgestellten Kurven einen weitgehend parabolischen Verlauf auf. Für die "Siliziumseigerungen" dagegen ergaben die vorhandenen Messpunkte nur sehr schwach gekrümmte, fast lineare Kurvenzüge.

4.1.6. Phosphor

Die nachstehende Tabelle gibt die Phosphorgehalte in den Zeilen der verwendeten Stapelproben an. Die Proben 15 und 16 sind aus einem unlegierten Stahl und die Proben 17 bis 19 aus einem Stahl mit 1,4 % Chrom hergestellt.

	Probe Nr.	P-Gehalte in den Zeilen
Phosphorgehalte in den Zeilen der Stapelproben 15 und 16 aus Stählen mit etwa 0,50 % C; 0,80 % Mn u. Phosphorgehalten von 0,011; 0,062 und 0,149 %.	15	0,011 und 0,062 % P
	16	0,011 " 0,149 % "
Phosphorgehalte in den Zeilen der Stapelproben 17-19 aus Stählen mit 0,33 % C; etwa 0,80 % Mn; 1,4 % Cr und Phosphorgehalten von 0,008; 0,011; 0,058; 0,147 und 0,480%.	17	0,008 und 0,058 % P
	18	0,008 " 0,147 % "
	19	0,011 " 0,480 % "

Sowohl bei den unlegierten als auch bei den chromlegierten Stählen wurde nach kontinuierlicher Abkühlung mit 0,4°/min eine schwache n o r m a l e Gefügezeiligkeit festgestellt, d.h., die an Phosphor angereicherten Zeilen waren ferritisch. Da sich nur in den jeweils am stärksten geseigerten Proben reine Ferrit- und Perlitzeilen gebildet hatten, war es nicht möglich, die Ergebnisse in Form von Schaubildern darzustellen. Sie wurden daher in der Tabelle 4 zusammengestellt.

Im unlegierten Stahl ist trotz sehr langsamer Abkühlung von 900° mit 0,4°/min ein Unterschied in den Phosphorgehalten der Zeilen von 0,01 zu 0,15 % erforderlich, um eine schwache Gefügezeiligkeit zu bewirken. Der gleiche Unterschied in den Phosphorgehalten der Zeilen hatte in dem chromlegierten Stahl dagegen keine Ferrit- und Perlitzeilen zur Folge. Ferrit- und Perlitzeilen wurden bei diesem Stahl erst in der Probe 19 mit einer "Seigerung" von 0,01 zu 0,48 % Phosphor festgestellt; der kritische Zeilenabstand ist aber mit 0,08 mm sehr klein. Sowohl in den Stapelproben aus dem unlegierten Stahl als auch aus dem Chromstahl wiesen die phosphorreichen Zeilen ein gröberes Korn auf.

Da eine Erhöhung der Austenitisierungstemperatur bei den schon beschriebenen Untersuchungen stets zu einer Vergrösserung der kritischen Zeilenabstände geführt hat, wurde auch für die "Phosphorseigerung" der Einfluss einer höheren Austenitisierungstemperatur untersucht. Eine Erhöhung der Austenitisierungstemperatur von 900° auf 1150° hatte auch hier eine Vergrösserung der kritischen Zeilenabstände zur Folge. Im unlegierten Stahl war in der Probe 16 mit einer Phosphorseigerung von 0,01 zu 0,15 % der kritische Zeilenabstand von 0,04 auf 0,10 mm angestiegen. In der Probe 19 aus dem Chromstahl mit Phosphorgehalten von 0,01 und 0,48 % in den Zeilen nahm der kritische Zeilenabstand dagegen nur von 0,08 mm auf 0,09 mm zu.

Diese Versuchsergebnisse an Stapelproben mit "Phosphorseigerungen" lassen bereits erkennen, dass die Phosphorseigerung nicht die Ursache für die Bildung der n o r m a l e n Gefügezeiligkeit ist, wie sie häufig in unlegierten Stählen vorliegt. Zur Bestätigung dieses Befundes wurden drei im Vakuum-Induktionsofen erschmolzene Eisen-Phosphor-Kohlenstofflegierungen mit etwa 0,20 % Kohlenstoff, Phosphorgehalten von 0,005; 0,025 und 0,073 % und ohne sonstige Beimengungen nach langsamer Abkühlung mit 0,4°/min von 900° auf Ferrit- und Perlitzeilen untersucht. Die Bilder 21 bis 23 geben in der unteren Bildhälfte die mit Oberhofferätzmittel sichtbar gemachte Verteilung des Phosphors wieder.

Die Probe mit 0,005 % P in Bild 21 ist zeilenfrei. Die Schmelzen mit 0,025 und auch die mit 0,073 % Phosphor weisen ausgeprägte, zeilenförmige Phosphorseigerungen auf. Von den in diesen drei Bildern in der oberen Bildhälfte wiedergegebenen Gefügen nach Ätzung mit alkoholischer Salpetersäure enthält nur das in Bild 23 von der Probe mit dem höchsten Phosphorgehalt von 0,073 % Gefügezeilen. Bei diesen Sonderlegierungen sind jedoch weder die Ferrit- noch die Perlitzeilen so ausgeprägt wie in unlegierten Stählen üblicher Zusammensetzung nach gleicher Wärmebehandlung. Die Doppelätzung lässt in Bild 23 ausserdem die normale Gefügezeiligkeit erkennen, denn in den nach der Oberhofferätzung hellen und damit phosphorreichen Zeilen hat sich der Ferrit ausgebildet. Die Probe mit 0,025 % Phosphor war dagegen praktisch zeilenfrei, wenn man von 3 Ferritzeilen absieht, die sich bei der Schliffbreite von 18 mm gebildet hatten.

Zur Bildung von Gefügezeilen bedarf es also verhältnismässig starker Phosphorseigerungen. Da selbst bei einem Gehalt von 0,073 % Phosphor die Zeilen wesentlich schwächer ausgeprägt sind als in einem Stahl üblicher Zusammensetzung, bei dem noch zusätzlich mit Manganseigerungen zu rechnen ist, kann somit angenommen werden, dass Phosphorseigerungen nicht die wesentliche Ursache für die normale Gefügezeiligkeit sind.

4.1.7. Schwefel

Zur Untersuchung des Einflusses von Schwefel wurden im Hochvakuum Fe-S-C- und Fe-Mn-S-C-Legierungen mit der in Tabelle 5 angegebenen Zusammensetzung erschmolzen. Die Schwefelgehalte betrugen etwa 0,005 und 0,100 %. Die aus diesen Legierungen hergestellten Stapelproben 115 - 120 wurden wiederum bei 900° C austenitisiert und anschliessend mit 0,4°/min abgekühlt.

Die Ergebnisse dieser Versuche sind ebenfalls in Tabelle 5 zusammengefasst. Für jede Probe sind der Schwefel- und der Mangangehalt sowie der im Mischkristall gelöste, nicht als Sulfid abgebundene Gehalt an Mangan für die legierungsreichere und -ärmere Zeile aufgeführt. In einer weiteren Spalte ist das Gefüge angegeben, das in den betreffenden Zeilen vorliegt. Die letzte Spalte schliesslich enthält Angaben über Art und Stärke der festgestellten Gefügezeiligkeit.

Die Ergebnisse besagen im einzelnen, dass die "Mangan-seigerung" in der s c h w e f e l a r m e n Probe 116 erwartungsgemäss eine starke anomale Gefügezeiligkeit bewirkt. In der m a n g a n f r e i e n Probe 118 dagegen mit einer starken "Seigerung" des Schwefels von 0,005 zu 0,111 % sind weder Ferrit- noch Perlitzeilen enthalten. Damit ist die bisherige Auffassung, dass zeilenförmig angeordnete Sulfide zur Bildung von Ferritzeilen führen, experimentell widerlegt. Liegt die gleiche "Schwefelseigerung" aber in einem m a n g a n h a l t i g e n Stahl vor, wie dies in der Probe 117 der Fall ist, so entsteht eine normale Gefügezeiligkeit. Erklärlich ist dieser Befund dadurch, dass das in der schwefelreichen Zeile enthaltene Mangan zum Teil als Mangansulfid abgebunden ist. Dadurch haben sich aber im Mischkristall der schwefelärmeren und schwefelreicheren Zeile u n t e r s c h i e d l i c h e Mangangehalte von 0,11 und 0,29 % eingestellt. Bei langsamer Abkühlung muss demnach die schwefelreichere und dadurch im Mischkristall manganärmere Zeile ferritisch werden. Eine

Schwefelseigerung kann demnach nur über die A b - b i n d u n g von beispielsweise Mangan die Bildung von Ferrit- und Perlitzeilen bewirken.

Die Proben 115 und 119 enthalten etwa die gleiche "Seigerung" des Mangans wie die Probe 116. Wenn in diesen Proben trotzdem nur eine im Vergleich zur Probe 116 schwache a n o m a l e Gefügezeiligkeit festgestellt wurde, so kann hierfür nur der erhöhte Schwefelgehalt von 0,100 % in der manganreicheren Zeile verantwortlich gemacht werden. Es verbleibt in beiden Proben durch die teilweise Abbindung des Mangans als Mangansulfid nur noch eine "wirksame Manganseigerung" von etwa 0,11 %. Gleichgültig ist hierbei, ob in der manganfreien Zeile ein niedrigerer (Probe 115) oder ein erhöhter Schwefelgehalt (Probe 119) vorliegt; dieser Schwefel ist nämlich bei einem Gehalt von nur 0,01 % Mn als Eisenfulfid abgebunden und somit wirkungslos, wie die Probe 118 gezeigt hat.

Die in der Probe 120 vorliegende Mangan- und Schwefelverteilung kommt in Wirklichkeit nicht vor, da sie einander entgegengesetzt sind. In dieser Probe hat aber die unterschiedliche Manganverteilung zur Bildung einer starken Gefügezeiligkeit geführt, da der als FeS abgebundene Schwefelgehalt in der manganfreien Zeile an der Bildung der Ferrit- und Perlitzeilen unbeteiligt ist, wie die vorhergehenden Versuchsergebnisse zeigen.

Diese Untersuchungsergebnisse an Stapelproben mit unterschiedlicher Schwefel- und Manganverteilung zeigen also, dass erst bei Anwesenheit von Mangan der Schwefel zur Ursache einer normalen Gefügezeiligkeit werden kann. Um diese Feststellung zu erhärten und gleichzeitig den Einfluss des Mangangehaltes zu prüfen, wurden im 100 kg-Vakuuminduktionsofen zwei phosphorfreie Legierungsreihen mit einem Kohlenstoffgehalt von etwa 0,30 % und Schwefelgehalten von etwa 0,005; 0,030 und 0,050 % erschmolzen. Die Stähle der ersten Legierungsreihe enthielten 0,40 %

Mangan, die der zweiten 0,52 %. Die Bilder 24 - 26 geben das primäre Gefüge der Legierungen mit 0,40 % Mn wieder. Bei 0,005 % Schwefel sind die legierungsärmeren Dendriten ferritisch, die Gefügeanordnung ist also a n o m a l . Durch die Erhöhung des Schwefelgehaltes auf 0,028 % wird die Gefügeanordnung vorwiegend normal, denn die Dendriten sind jetzt bevorzugt perlitisch, wie Bild 25 zeigt. Ausschliesslich perlitisch sind die Dendriten bei dem Stahl mit einem Schwefelgehalt von 0,040 % in Bild 26. Die Gefügeanordnung ist also n o r m a l .

Die Gefüge in den Bildern 27 - 29 geben die Verteilung von Ferrit und Perlit in den Stählen mit 0,52 % Mangan wieder. Die geringe Erhöhung des Mangangehaltes von 0,40 auf 0,52 % hat bereits zur Folge, dass bei den Schwefelgehalten von 0,005 % (Bild 27) und 0,029 % (Bild 28) eine a n o m a l e Gefügeanordnung vorliegt und sich erst bei 0,038 % Schwefel (Bild 29) eine n o r m a l e Anordnung einstellt. Aber selbst hier ist sie zum Teil noch anomal. Hieraus ist also zu folgern, dass in unlegierten Stählen mit niedrigeren Mangan- und üblichen Schwefelgehalten eine n o r m a l e Gefügezeiligkeit zu erwarten ist. Sie ist eine Folge der verstärkten Abbindung des Mangans zu Mangansulfid in den an Schwefel angereicherten Restfeldern, wodurch in diesen der im Mischkristall gelöste Mangangehalt unter den in den Dendriten absinkt.

4.1.8. Vanadin

Die Bildung von Ferrit- und Perlitzeilen durch unterschiedliche Vanadingehalte wurde an Stählen mit 0,24 % C; 1 % Mn, 1 % Cr, 1 % Ni und Vanadingehalten bis zu 0,26 % untersucht. Die Vanadingehalte in den Zeilen der aus diesen Stählen hergestellten Stapelproben 47 bis 51 gibt die folgende Aufstellung wieder.

Probe Nr.	Vanadingehalte in den Zeilen
47	0,00 und 0,05 % V
48	0,00 " 0,18 % "
49	0,00 " 0,26 % "
50	0,05 " 0,18 % "
51	0,18 " 0,26 % "

Die Proben wurden wieder bei 900° austenitisiert und mit 0,4°/min abgekühlt. Lediglich die beiden Proben 48 und 49 mit den stärksten Vanadinseigerungen zeigten bei sehr kleinen Zeilenabständen eine n o r m a l e Gefügezeiligkeit. So ergab sich bei der Probe 49 nur ein kritischer Zeilenabstand von 0,03 mm. Bei den untersuchten Vanadingehalten liegt also nur eine geringe Neigung zur Bildung von Gefügezeilen vor.

4.1.9. Wolfram

Der Einfluss unterschiedlicher Wolframgehalte in den Zeilen wurde an den Stapelproben 52 bis 56 aus Stählen mit 0,25 % C, je 1 % Mn, Cr und Ni, 0,26 % V und Wolframgehalten bis zu 0,87 % untersucht. Die Wolframgehalte in den Zeilen dieser Proben enthält die nachstehende Tabelle.

Probe Nr.	Wolframgehalte in den Zeilen
52	0,00 und 0,15 % W
53	0,00 " 0,39 % "
54	0,00 " 0,87 % "
55	0,15 " 0,39 % "
56	0,39 " 0,87 % "

Nach Abkühlung von 900° mit 0,4°/min enthielt keine dieser Proben reine Ferritzeilen. Lediglich in der Probe 54 mit dem grössten Unterschied in den Wolframgehalten hatte sich bei kleinsten Zeilenabständen eine teilweise Ent-

mischung des Kohlenstoffs eingestellt. Wolframseigerungen sind demnach also nicht in der Lage, zur Bildung von Ferrit- und Perlitzeilen beizutragen.

4.2. Die isothermische Umwandlung in der Perlitstufe

Die Fähigkeit von "Seigerungen" der verschiedenen Legierungselemente die Bildung von Ferrit- und Perlitzeilen herbeizuführen, wurde auch für die isothermische Umwandlung in der Perlitstufe ermittelt. Die in Tabelle 3 angegebenen und bereits zur Untersuchung des Einflusses der kontinuierlichen Abkühlung verwendeten Stapelproben wurden zu diesem Zweck bei 900° austenitisiert und anschliessend sowohl bei der Temperatur der raschesten Perlitumwandlung als auch einer um 25° höheren Temperatur umgewandelt. Die Ergebnisse dieser Versuche sind in den Tabellen 6 bis 9 zusammengefasst.

4.2.1. Mangan

Der Einfluss von Konzentrationsunterschieden des Mangans auf die Bildung von Ferrit- und Perlitzeilen bei isothermischer Umwandlung wurde wiederum an reinen Manganstählen (Stapelproben 9 bis 14) und an Cr-Ni-Mn-Stählen (Stapelproben 57 bis 69) untersucht. Die Versuchsergebnisse enthält die Tabelle 6. In allen Proben mit Ferrit- und Perlitzeilen erwiesen sich die manganärmeren Zeilen als ferritisch, d.h., die Gefügezeiligkeit war anomal.

Nur bei der erhöhten Umwandlungstemperatur von 625° hatten in den Manganstählen die "Seigerungen" von 0,07 zu 1,1 bzw. 2,24 % Mn in den Proben 10 und 11 bei kleinen Zeilenabständen von 0,03 mm reine Ferritzeilen zur Folge. Alle übrigen Proben wiesen bei kleinen Zeilenabständen höchstens eine teilweise Entmischung auf.

Bei den Untersuchungen an Ni-Cr-Mn-Stählen lag bei gleichen Unterschieden der Mangangehalte zwar eine etwas

stärkere Zeilenbildung vor, reine Ferritzeilen hatten sich aber nur in den Proben 62, 67 und 69 gebildet. Auch bei dieser Versuchsreihe war die Gefügezeiligkeit wieder bei der um 25° höheren Umwandlungstemperatur stärker als bei der Temperatur der raschesten Perlitumwandlung von 650°. Diese Versuchsreihe zeigt deutlich, dass umgekehrt wie bei den Versuchen mit kontinuierlicher Abkühlung bei isothermischer Umwandlung eine umso stärkere Gefügezeiligkeit vorliegt, je höher der Mangangehalt der niedriger legierten Zeile ist. So hatte die "Seigerung" von 0,21 zu 0,68 % Mn in der Probe 60 bei 675° nur eine teilweise Entmischung zur Folge, während die "Seigerung" von 0,88 zu 1,28 % in der Probe 67 jedoch reine Ferritzeilen bis zu einem Zeilenabstand von 0,02 mm zeigte.

4.2.2. Chrom

Die "Seigerungen" des C h r o m s in den Stapelproben 72 bis 82 aus Chrom-Nickel-Mangan-Stählen bewirkten eine wesentlich stärker ausgeprägte Gefügezeiligkeit als die Seigerung des Mangans, während es bei der kontinuierlichen Abkühlung umgekehrt war. So hatten sich in der Probe 72 bei der höheren Umwandlungstemperatur von 650° bereits bei einer Seigerung von 0,11 zu 0,40 % Chrom bei kleinsten Zeilenabständen reine Ferritzeilen gebildet. Bei Manganseigerungen zeigte erst etwa der doppelte Unterschied in den Gehalten die gleiche Wirkung. Eine Erklärung für dieses gegensätzliche Verhalten wird in einem späteren Abschnitt gegeben. Wie aus der Tabelle 7 hervorgeht, nimmt der kritische Zeilenabstand mit zunehmender Seigerung deutlich zu und beträgt bei der stärksten "Seigerung" von 0,11 zu 1,0 % Chrom bereits 0,09 mm.

4.2.3. Nickel

Nur bei sehr starken "Seigerungen" d e s N i c k e l s tritt nach isothermischer Umwandlung in der Perlitstufe eine geringfügige Entmischung des Kohlenstoffs auf, wie die in Tabelle 7 wiedergegebenen Versuchsergebnisse an den Stapelproben 83 bis 95 aus Chrom-Nickel-Manganstählen gezeigt haben. Hierbei sind die nickelärmeren Zeilen

ferritisch, d.h., es lag eine anomale Gefügezeiligkeit vor. Erst Unterschiede in den Nickelgehalten von 0,36 zu 1,06 % und 0,06 zu 1,06 % bewirken bei kleinen Zeilenabständen Ferrit- und Perlitzeilen bzw. eine geringfügige teilweise Entmischung des Kohlenstoffs.

4.2.4. Molybdän

Die bis zu 0,38 % unterschiedlichen Molybdängehalte in den Zeilen der Proben 138 bis 143 aus Mangan-Molybdän-Stählen hatten weder bei 625° noch bei 650° nach isothermischer Umwandlung Zeilen zur Folge. Dies überrascht umso mehr, als bekannt ist, dass Molybdän die Umwandlung in der Perlitstufe stark verlangsamt, die Bedingungen für die Bildung von Ferrit- und Perlitzeilen also günstig sein sollten.

4.2.5. Silizium

Die Unterschiede in den Siliziumgehalten der Zeilen in den Stapelproben 6 - 8 bewirkten weder bei der Umwandlungstemperatur von 650° noch bei 675° Gefügezeilen. Dabei gingen die stärksten Siliziumseigerungen mit 0,25 zu 1,30 % in der Probe 8 weit über die in Stählen zu erwartenden Seigerungen hinaus.

4.2.6. Phosphor

Auch die Konzentrationsunterschiede an Phosphor in den Proben 15 bis 19 zeigten keine Wirkung, selbst die "Phosphorseigerung" von 0,011 zu 0,480 % in der Probe 19 hatte keinerlei Gefügezeilen zur Folge.

4.2.7. Schwefel

Der Einfluss unterschiedlicher Schwefelgehalte auf die Bildung von Ferrit- und Perlitzeilen wurde mit den Stapelproben 115 bis 119 bei Umwandlungstemperaturen von 625 und 675° untersucht. Das Ergebnis der Gefügeauswertung ist in Tabelle 8 wiedergegeben und war für beide Umwandlungstemperaturen gleich. Eine metallographisch nachweisbare Entmischung des Kohlenstoffs

hat bei keiner Probe stattgefunden. Die einzelnen Zeilen unterscheiden sich vielmehr nur in der Ausbildung des perlitischen Gefügeanteils. In den mangan-haltigen und schwefelarmen Zeilen hatte sich ein dichtstreifiger, dunkler Perlit gebildet. In den manganfreien Zeilen dagegen war, unabhängig vom Schwefelgehalt, der Perlit vollständig eingeformt. Ähnlich stark eingeformt war der Perlit in den Zeilen mit 0,27 % Mangan und 0,10 % Schwefel. Die Ursache dieser im Vergleich zu den schwefelärmeren Zeilen mit gleichem Mangangehalt stärkeren Einformung ist die teilweise Abbindung des Mangans durch den Schwefel, wie aus den Spalten 4 und 5 hervorgeht.

4.2.8. Vanadin

Die Fähigkeit von "Seigerungen" des Vanadins bei isothermischer Umwandlung in der Perlitstufe die Bildung von Ferrit- und Perlitzeilen zu bewirken, wurde an den Stapelproben 47 bis 51 aus Mn-Cr-Ni-V-Stählen untersucht. Bei den Umwandlungstemperaturen 650° und 675° bildete sich in allen Proben eine regellose Verteilung von Ferrit und Perlit aus, obwohl der grösste Unterschied im Vanadingehalt mit 0,26 % in der Probe 49 recht beachtlich war.

4.2.9. Wolfram

Die unterschiedlichen Wolframgehalte in den Stapelproben 52 bis 56 führten dagegen teilweise zu einer schwachen normalen Zeilenbildung. Der Einfluss unterschiedlicher Wolframgehalte ist vergleichbar mit dem von Nickelseigerungen.

4.3. Die Vergütung

Die Untersuchungen über die Bildung von Zeilengefügen während des Anlassens von über die Martensitstufe gehärteten Proben wurden an den gleichen Stapelproben durchgeführt wie die Untersuchungen über den Einfluss der langsamen

kontinuierlichen Abkühlung und der isothermischen Umwandlung in der Perlitstufe. Sie erstreckten sich auf Mn-, Cr-, Ni-, V-, Si-, P- und S-"Seigerungen". Alle Proben wurden in der gleichen Weise 30 Min. bei 900° austenitisiert und in einer 10 %igen NaOH-Lösung gehärtet. Durch die schroffe Abkühlung wurde in allen Proben eine vollständige Umwandlung in der Martensitstufe erzwungen. Die Anlassbehandlung war je nach Legierung verschieden.

Zunächst wird an einigen Gefügebildern von gehärteten und vergüteten Stapelproben mit Mangan- und Chromseigerungen gezeigt, welcher Art die Gefügezeiligkeit ist. Bild 30 zeigt das martensitische Gefüge in der Stapelprobe 10 mit einem Kohlenstoffgehalt von 0,25 % und einer "Manganseigerung" von 0,07 zu 1,10 % nach der Härtung von 900°. Infolge des geringen Unterschiedes im Ätzangriff sind die Zeilen nur schwach ausgebildet. Wird die gleiche Probe aber 1 Stunde bei 650° angelassen, so entsteht als Folge einer nahezu vollständigen Entmischung des Kohlenstoffs ein ausgeprägtes Zeilengefüge, wie die Bilder 31 und 32 zeigen. Bild 31 lässt erkennen, dass nahezu der gesamte Kohlenstoff aus den fast rein ferritischen, manganärmeren Zeilen in die dunklen manganreicheren Zeilen diffundiert ist und sich dort als Karbid ausgeschieden hat. In den dunklen manganreicheren Zeilen hat sich der Kohlenstoff noch nicht gleichmässig verteilt, denn an den Rändern dieser Zeilen ist die Karbiddichte etwas grösser als in der Mitte. Bild 32 gibt das Gefüge der gleichen Probe wieder, aber bei einem grösseren Zeilenabstand. Die Kohlenstoffverarmung der helleren manganärmeren Zeilen ist infolge der grösseren Diffusionswege nicht so weit fortgeschritten wie in Bild 31.

Annähernd die gleiche Manganseigerung wie die Stapelprobe 10 enthält die Stapelprobe 62, die zusätzlich mit 1 % Cr und 1 % Ni legiert ist. Nach einem 8-stündigen Anlassen bei 650° hat sich in dieser Probe die in Bild 33 gezeigte Karbidverteilung eingestellt. Obwohl die Anlasszeit bei dieser

Cr-Ni-legierten Probe auf acht Stunden erhöht wurde, ist die Entmischung des Kohlenstoffs deutlich geringer. Wie aus noch zu beschreibenden Untersuchungen hervorgeht, ist dies auf den Chromgehalt der Probe zurückzuführen.

Die Bildung karbidreicherer und -ärmerer Zeilen durch unterschiedliche Chromgehalte wird in den Bildern 34 bis 41 an den Stapelproben 71, 73 und 75 gezeigt. Wie aus den vorangegangenen Untersuchungen bekannt ist, enthalten diese Stapelproben neben einer Grundzusammensetzung von 0,20 % C, 1 % Mn, 1 % Ni und 0,11 % Cr chromreichere Zeilen mit 0,32; 0,60 bzw. 1,0 % Cr. Von diesen drei Proben ist wegen der Gleichheit der martensitischen Härtungsgefüge nur das der Probe 73 mit einer Seigerung von 0,11 zu 0,60 % Chrom in den Bildern 34 und 35 wiedergegeben. Die helleren, chromreicheren Zeilen sind nur schwach angeätzt und heben sich daher deutlich von den wesentlich stärker angeätzten dunklen chromärmeren Zeilen ab. Die nach dem Härten und 8-stündigen Anlassen bei 650° erhaltenen Gefüge aller drei Proben sind in den Bildern 36 - 41 wiedergegeben. Bei dem kleinsten Unterschied der Chromgehalte von 0,11 zu 0,32 % in den Bildern 36 und 37 hat sich nur eine geringe Entmischung des Kohlenstoffs eingestellt. Im Gegensatz hierzu führt der grössere Unterschied der Chromgehalte von 0,11 zu 0,60 % in der Probe 73 bereits zu einer deutlichen Entmischung, wie aus den Bildern 38 und 39 hervorgeht. Noch weitgehender ist die Abnahme des Kohlenstoffgehaltes in den chromärmeren Zeilen jedoch bei unterschiedlichen Chromgehalten von 0,11 und 1,0 %, wie die Bilder 40 und 41 zeigen. Mit zunehmendem Unterschied im Chromgehalt nimmt die Entmischung nach den vorliegenden Untersuchungen also rasch zu. Die Ausscheidung der Karbide in der chromreicheren Zeile verursacht dabei im Gegensatz zum martensitischen Gefüge ein dunkleres Aussehen der chromreicheren Zeilen, d.h., durch das Anlassen tritt eine Umkehr der unterschiedlichen Anätzbarkeit ein.

Zu den Bildern 38 und 39 mit hellen strukturlosen Flecken in den kohlenstoff- und chromärmeren Zeilen ist folgendes

zu bemerken:
Eine Untersuchung an mehreren Proben mit dieser Erscheinung hat immer wieder bestätigt, dass diese Gefügebereiche dieselbe Karbiddichte aufweisen wie ihre durch eine Struktur gekennzeichnete Umgebung. Wahrscheinlich handelt es sich bei der Auflösung der Struktur um einen Rekristallisationsvorgang des durch die Martensitumwandlung in viele kleine Bereiche gespaltenen Gefüges, erleichtert oder vielleicht sogar erst ermöglicht durch die Abwanderung des Kohlenstoffs in die chromreicheren Zeilen.

Von den übrigen, in der gleichen Weise untersuchten Elementen Ni, Si, P und V hatte lediglich das Vanadin eine ähnliche Wirkung wie Mangan und Chrom. Unterschiedliche Gehalte der Legierungselemente Nickel und Silizium sowie des Begleitelements Phosphor dagegen führten beim Vergüten in keiner der untersuchten Stapelproben zu einer Zeilenbildung bzw. zu Entmischungserscheinungen des Kohlenstoffs. Hieraus geht hervor, dass zwischen Elementen mit grösserer und geringerer Affinität zum Kohlenstoff als Eisen zu unterscheiden ist. Um über die Stärke dieser Entmischungsvorgänge genauere Aussagen machen zu können, wurde bei den weiteren Untersuchungen an vergüteten Stapelproben statt des metallographischen Verfahrens die Mikrohärteprüfung eingesetzt. Die Untersuchungen erfolgten in der Weise, dass die Mikrohärte zunächst in den einzelnen Zeilen in L ä n g s r i c h t u n g gemessen wurde. Durch diese Messungen wurde die Abhängigkeit der Mikrohärte vom Zeilenabstand erfasst. Ausserdem wurde die Mikrohärte quer zu den Zeilen gemessen, und zwar bei einem Zeilenabstand, bei dem sich die Entmischung bereits im Gleichgewicht befand.

4.3.1. Mangan

Das Bild 42 zeigt den Verlauf der Mikrohärte in Längsrichtung einer legierungsärmeren und -reicheren Zeile in der Stapelprobe 9, die aus nur mit Mangan legierten Stählen hergestellt ist und eine "Manganseigerung" von

0,07 zu 0,64 % aufweist. Die von 900° gehärtete Probe wurde 2h bei 650° angelassen. Auf der Ordinate ist in diesem Bild als Mass für die Härte die Eindruckdiagonale in Skalenteilen aufgetragen und auf der Abszisse der vom breiten Ende der Stapelprobe an gemessene Abstand der Härteeindrücke. Gleichzeitig ist auf der Abszisse der Zeilenabstand wiedergegeben. Beim grössten Zeilenabstand von 0,25 mm sind die Härteunterschiede eine Folge geringer unterschiedlicher Anlassbeständigkeit. Bei kleineren Zeilenabständen als 0,25 mm führt die Anreicherung des Kohlenstoffs in den legierungsreicheren Zeilen mit 0,64 % Mn zu einem Anstieg und die Verarmung an Kohlenstoff in den Zeilen mit 0,07 % Mn zu einem Abfall der Mikrohärte. Bei kleineren Zeilenabständen als 0,075 mm ist die Härte dann unverändert. Hieraus ist zu schliessen, dass bei Zeilenabständen von weniger als 0,075 mm die Verteilung des Kohlenstoffs im Gleichgewicht ist. Sind die Zeilenabstände aber grösser als 0,075 mm, so ist die Entmischung des Kohlenstoffs wegen der zu grossen Diffusionswege nur unvollständig.

Die Messung der Mikrohärte q u e r zu den Zeilen im Bereich der vollständigen Entmischung, d.h., bei einem kleineren Zeilenabstand als 0,075 mm ergibt die in Bild 43 wiedergegebenen Härtewerte in den Endstücken und den einzelnen Zeilen. In den Endstücken ist die Mikrohärte bis zu einem gewissen Abstand von der ersten Zeile konstant. Sie entspricht mit 113 Skalenteilen der "wahren Anlasshärte" des Stahles mit 0,64 % Mn nach der vorgenommenen Vergütung. Zur ersten Zeile hin steigt die Härte dann deutlich an. In der ersten Zeile fällt die Härte ohne Übergang auf 132,5 Skt. ab. In der zweiten Zeile steigt sie, ebenfalls ohne Übergang, auf 106 Skt. an. Trotz gleicher Zusammensetzung der zweiten Zeile und der Endstücke ist die Härte in diesen Zeilen deutlich höher. Diese Erhöhung der Härte ist ein Mass für die Anreicherung des Kohlenstoffs in diesen Zeilen. Letztere ist auf Kosten des Kohlenstoffgehaltes der

ersten Zeile mit dem niedrigeren Mangangehalt von 0,07 % erfolgt. Der Einfluss der Entmischung des Kohlenstoffs auf die Härte in den Zeilen geht aus einem Vergleich mit der gestrichelt eingezeichneten "wahren Anlasshärte" der für die Herstellung der Stapelproben verwendeten Stähle hervor. Sie ist für die manganreichere Zeile durch die Härte in den Endstücken gegeben, und für die manganärmere Zeile wurde sie an einer gleich behandelten Probe gesondert bestimmt.

Eine übersichtlichere Gesamtdarstellung der Versuchsergebnisse an den Stapelproben 9 - 13 aus Stählen, die neben 0,25 % C nur mit M a n g a n legiert sind, vermittelt das Bild 44. In diesem Bild ist auf der Abszisse die Differenz der Mangangehalte zwischen legierungsreicherer und -ärmerer Zeile und auf der Ordinate die Differenz der Mikrohärte aufgetragen, gekennzeichnet durch den Unterschied in der Länge der Diagonale der Härteeindrücke. Werden Proben der zum Aufbau der Stapelproben 9 - 13 verwendeten Stähle mit unterschiedlichen Mangangehalten wie diese Stapelproben von 900° gehärtet und während zwei Stunden bei 650° angelassen, so stellen sich infolge ihrer unterschiedlichen Anlassbeständigkeit unterschiedliche Härtewerte ein. Die mit steigendem Mangangehalt gegebene Erhöhung der Anlasshärte gibt die Kurve 1 in Bild 44 wieder. Sie ist, zumindest bis zu dem höchsten untersuchten Mangangehalt von 2,24 %, unabhängig von den Mangangehalten selbst und nur von dem Unterschied der Gehalte abhängig.

Da sich in den vergüteten Stapelproben aber eine Entmischung des Kohlenstoffs eingestellt hat, entsprechen die Härteunterschiede in den Zeilen nicht den in dieser Kurve angegebenen Werten. Die in den Kurven 2 und 3 aufgetragenen Unterschiede der Härte in den Zeilen sind als Folge der Entmischung des Kohlenstoffs vielmehr grösser, wie das Bild 43 am Beispiel der Stapelprobe 9 bereits gezeigt hat. Die unterschiedliche Härte in den Zeilen ist

darüber hinaus auch von der Grundzusammensetzung der Stapelprobe und damit von dem Mangangehalt der legierungsärmeren Zeile abhängig. Wie die Kurven 2 und 3 zeigen, hat sich bei gleichem Unterschied der Mangangehalte in den Zeilen ein grösserer Unterschied der Härte eingestellt, wenn die manganärmere Zeile nur mit 0,07 % Mangan statt mit 0,64 % Mangan legiert war. So beträgt der Unterschied der Härte z. B. bei einem Unterschied der Mangangehalte von 0,57 % 26 Skalenteile, wenn die manganärmere Zeile 0,07 % Mangan enthält und nur 14 Skalenteile, wenn sie mit 0,64 % Mangan legiert ist. Dieses Ergebnis besagt, dass auch die Entmischung des Kohlenstoffs bei gleichem Unterschied der Mangangehalte in den Zeilen umso stärker ist, je niedriger der Mangangehalt in der legierungsärmeren Zeile ist.

In der gleichen Weise wurden in Bild 45 die Versuchsergebnisse dargestellt, die an den mit zusätzlich je 1 % Cr und Ni legierten Stapelproben 60 bis 62 mit "Manganseigerungen" von 0,21 zu 0,68 %, 0,21 zu 0,88 % und 0,21 zu 1,28 % erhalten wurden. Die als Folge der unterschiedlichen Mangangehalte eingetretenen Härteunterschiede sind in diesen mehrfach legierten Proben wesentlich geringer als im nur mit Mangan legierten Stahl. Bei einem Unterschied der Mangangehalte von 1,07 % und einem Gehalt der manganärmeren Zeile von 0,21 % Mn ergibt sich aus Bild 45 beispielsweise ein Härteunterschied von nur 6 Skt. Nach Bild 44 stellt sich in einem nur mit Mangan legierten Stahl der gleiche Unterschied der Härtewerte bereits bei unterschiedlichen Mangangehalten von etwa 0,20 % ein, wenn die manganärmere Zeile 0,64 % Mn enthält. Ein noch kleinerer Unterschied der Gehalte ist erforderlich, wenn die legierungsärmere Zeile nur mit 0,07 % Mn legiert ist.

4.3.2. Chrom

Der Einfluss von Unterschieden im C h r o m g e h a l t auf die Verteilung des Kohlenstoffs nach Härten und

8-stündigem Anlassen bei 650° wird in den Bildern 46 und 47 gezeigt. Die Messungen wurden an den Stapelproben 70 bis 82 aus Cr-Ni-Mn-Stählen mit Unterschieden in den Chromgehalten der Zeilen zwischen 0,10 und 0,90 % durchgeführt.

In Bild 46 sind zunächst die quer zu den Zeilen in den Endstücken und Zeilen der Stapelprobe 74 gemessenen Härtewerte aufgetragen. Die Darstellung ist die gleiche wie in Bild 43. Die Entmischung des Kohlenstoffs ist recht erheblich, wie die grosse Differenz der Härtewerte in den Zeilen zeigt. Die Darstellung der an den Stapelproben 70 bis 82 erhaltenen Versuchsergebnisse in Bild 47 lässt die gleichen Gesetzmässigkeiten wie bei den "Manganseigerungen" in den Bildern 44 und 45 erkennen. Mit zunehmendem Unterschied der Chromgehalte nehmen die Unterschiede in den Härtewerten zu. Die unterschiedliche Härte ist aber bei gleicher Differenz der Chromgehalte umso geringer, je höher der Chromgehalt in der legierungsärmeren Zeile ist.

4.3.3. Vanadin

Ähnlich wie die unterschiedlichen Mangan- und Chromgehalte haben auch die Unterschiede im Vanadingehalt in den Proben 47 bis 51 aus Mn-Cr-Ni-V-Stählen zu erhöhten Unterschieden in der Härte der Zeilen geführt. Die Mikrohärtemessungen haben also auch hier die metallographisch bereits festgestellte Entmischung des Kohlenstoffs bestätigt. Grundsätzlich neue Erkenntnisse haben diese Messungen aber nicht gebracht.

4.3.4. Nickel, Silizium und Phosphor

Wie auf Grund der metallographischen Auswertung bereits zu erwarten war, haben die Versuchsergebnisse an gehärteten und angelassenen Stapelproben mit "Nickel-, Silizium- und Phosphorseigerungen" ein ganz anderes Bild ergeben. Das Bild 48 zeigt als Beispiel den Verlauf der Mikrohärte längs einer Zeile

mit 0,25 % Silizium und einer Zeile mit 1,30 % Silizium in der Stapelprobe 8 aus Cr-Mn-Stählen mit 1,4 % Mn und 1 % Cr. Der vom Zeilenabstand unabhängige Verlauf der Härte bestätigt den metallographischen Befund, dass in Proben mit unterschiedlichen Siliziumgehalten k e i n e Entmischung des Kohlenstoffs stattgefunden hat. Die höhere Mikrohärte in der siliziumreicheren Zeile ist lediglich eine Folge ihrer besseren Anlassbeständigkeit. Würde eine Entmischung vorliegen, so müsste der Unterschied in der Mikrohärte zu kleineren Zeilenabständen hin zu- oder abnehmen. Der auf Grund der zu geringen Diffusionsfähigkeit des Kohlenstoffs nicht zu erwartende Fall, dass die Entmischung des Kohlenstoffs bei allen Zeilenabständen bereits im Gleichgewicht ist, wird schliesslich durch das Bild 49 widerlegt. In diesem Bild ist das Ergebnis der Mikrohärtemessung q u e r zu den Zeilen dargestellt, gemessen bei einem messtechnisch günstigen Zeilenabstand. Die Übereinstimmung der Mikrohärte in der zweiten Zeile und in den gleich legierten Endstücken beweist, dass eine Entmischung des Kohlenstoffs selbst bei diesem grossen Unterschied der Siliziumgehalte von 1,3 % nicht stattgefunden hat.
Das gleiche Ergebnis, nämlich das Ausbleiben einer Entmischung des Kohlenstoffs, wurde auch an allen Proben mit "Nickel- und Phosphorseigerungen" durch Messung der Mikrohärte in Längs- und Querrichtung nach Härten und Anlassen der Proben festgestellt. Als Beispiele geben die Bilder 50 und 51 den Verlauf der Mikrohärte quer zu den Zeilen in den Stapelproben 88 mit einer "Nickelseigerung" von 0,06 zu 1,06 % und 18 mit einer "Phosphorseigerung" von 0,008 zu 0,147 % wieder. In beiden Proben ist die Mikrohärte in den Endstücken dieselbe wie in der gleich legierten zweiten Zeile; eine Entmischung des Kohlenstoffs hat also nicht stattgefunden. Durch diese Versuche ist bewiesen, dass zumindest bis zu den untersuchten Konzentrationsunterschieden die Elemente Ni, Si und P beim Anlassen gehärteter Proben keine Entmischung des Kohlenstoffs bewirken.

4.3.5. Schwefel

Die Untersuchungen über den Einfluss des S c h w e f e l s auf die Bildung von Ferrit- und Perlitzeilen haben sowohl bei kontinuierlicher Abkühlung als auch bei isothermischer Umwandlung gezeigt, dass dieses Element selbst nicht an der Zeilenbildung beteiligt ist. Lediglich durch die Bindung des Schwefels an Mangan nimmt dieses Element indirekt an der Bildung von Gefügezeilen teil. Um zu prüfen, ob diese Wechselwirkung zwischen Schwefel und Mangan in der gleichen Weise wie bei der kontinuierlichen Abkühlung und der isothermischen Umwandlung auch bei einer Vergütungsbehandlung zum Ausdruck kommt, wurden die Stapelproben 116 bis 119 nach Härtung von 900° während 4 Stunden bei 650° angelassen und auf die Gefügeausbildung in den Zeilen untersucht. Die Ergebnisse dieser Untersuchung sind in Tabelle 10 zusammengestellt.

In der schwefelarmen Probe 116 mit Mangangehalten von 0,01 zu 0,30 % hat sich eine Karbidanreicherung in der manganreicheren Zeile eingestellt. In der manganarmen Probe 118 dagegen wurde trotz einer Schwefelseigerung von 0,005 zu 0,111 % eine gleichmässige Verteilung der Karbide festgestellt. Liegt die gleiche "Schwefelseigerung" wie in der Probe 118 aber in einem Stahl mit etwa 0,30 % Mn (Probe 117) vor, so sind die schwefelreicheren Zeilen nach dem Vergüten karbidärmer. Dieses Ergebnis kann wiederum nur so gedeutet werden, dass der im Mischkristall gelöste Mangangehalt in der schwefelreicheren Zeile durch die Bildung von Mangansulfid erheblich gesenkt worden ist und der Kohlenstoff sich deshalb in der schwefelärmeren Zeile ,in der kein Mangan als Sulfid abgebunden ist, als Karbid ausscheidet. Umgekehrt bewirkt die "Manganseigerung" von 0,01 zu 0,27 % in der Probe 119 bei einem Schwefelgehalt von etwa 0,10 % keine ungleichmässige Karbidverteilung, denn durch den erhöhten Schwefelgehalt wird der grösste Teil des Mangans in der Zeile mit 0,27 % Mn zu Mangansulfid abgebun-

den und dadurch der im Mischkristall gelöste Mangangehalt auf etwa 0,11 % herabgesetzt (Spalte 5). Der im Mischkristall verbliebene Unterschied von 0,00 zu 0,11 % Mangan ist offenbar zu gering, um eine nachweisbare Wirkung zu haben.

4.4. Erörterung des Einflusses der unterschiedlichen Wärmebehandlungen auf die Bildung von Gefügezeilen.

Die Untersuchungen an Stapelproben haben gezeigt, dass eine in Zeilen angeordnete unterschiedliche Verteilung von Legierungs- und Begleitelementen zur Bildung von Gefügezeilen führen kann. Bei einer Umwandlung in der Perlitstufe während langsamer kontinuierlicher Abkühlung oder auch isotherm bilden sich Ferrit- und Perlitzeilen. Ferner stellte sich während des Anlassens gehärteter Stapelproben ebenfalls eine meist aber nur teilweise Entmischung des Kohlenstoffs in Form einer unterschiedlichen Verteilung der Karbide in den Zeilen ein.

Bei k o n t i n u i e r l i c h e r Abkühlung zeigten Unterschiede im Mangangehalt hinsichtlich der Zeilenbildung die stärkste Wirkung. Ebenso wie "Manganseigerungen" hatten auch unterschiedliche Chrom- oder Nickelgehalte eine anomale Gefügezeiligkeit zur Folge. Dieses Versuchsergebnis, dass Nickelseigerungen zu einer anomalen Gefügezeiligkeit führen, steht dabei im Widerspruch zu der Feststellung von Jatzak, Girardi und Rowland (4), welche in einem geseigerten Stahl mit 0,41 % C und 3,2 % Ni den Ferrit in den legierungsreicheren Zeilen, d.h., eine normale Gefügezeiligkeit feststellten. Da die Verfasser sich bei der Bestimmung der legierungsreicheren Zeilen nur nach den Einschlüssen orientierten, könnte hierin der Grund für die abweichende Aussage liegen.

Eine schwache normale Gefügezeiligkeit bewirkten, nach den vorliegenden Untersuchungen an Stapelproben, "Seigerungen" der Elemente Mo, Si, P, V und W. Unterschiedliche Gehalte an Schwefel, der im Stahl stets als Sulfid abgebunden vor-

liegt, führten nur dann zur Bildung einer normalen Gefügezeiligkeit, wenn die Stapelprobe Mangan enthielt. Die Versuche an Stapelproben mit unterschiedlich zusammengesetzten Gehalten an Mangan und Schwefel zeigten, dass die Wirkung des Schwefels durch die teilweise Abbindung des in der schwefelreicheren Zeile enthaltenen Mangans erklärt werden kann.

Die Frage über das Zustandekommen der Ferrit- und Perlitzeilen kann etwa wie folgt beantwortet werden:
Während der kontinuierlichen Abkühlung setzt mit Erreichen der Ar_3-Temperatur die Ferritbildung ein. Liegt eine Seigerung vor, so setzt die Ferritbildung zunächst nur in der Zeile mit dem höheren Ar_3-Punkt ein. Ist die Temperaturdifferenz zwischen den Ar_3-Temperaturen der Zeilen ausreichend gross, so wird sich in der Zeile mit dem höheren Ar_3-Punkt ausschliesslich Ferrit bilden und der Kohlenstoff vollständig in die Zeile mit dem tieferen Ar_3-Punkt verdrängt. Wenn das "geseigerte" Element die Ar_3-Temperatur senkt, sollte also nach dieser Vorstellung die legierungsärmere Zeile ferritisch sein, d.h., eine anomale Gefügezeiligkeit vorliegen. Eine normale Gefügezeiligkeit, bei der die legierungsreichere Zeile den Ferrit enthält, ist dagegen zu erwarten, wenn das geseigerte Element die Ar_3-Temperatur erhöht. In der Tat hat sich gezeigt, dass die Elemente Mn, Cr und Ni, welche die Ar_3-Temperatur senken, tatsächlich eine anomale Gefügezeiligkeit bewirken. Elemente wie Mo, Si, P, V und W dagegen erhöhen die Ar_3-Temperatur, und ihre unterschiedliche Verteilung hatte eine normale Gefügezeiligkeit zur Folge.

Da mit zunehmendem Unterschied der Gehalte in den Zeilen die Temperaturdifferenz zwischen den Ar_3-Punkten zunimmt, ist auch die beobachtete verstärkte sowohl normale als auch anomale Gefügezeiligkeit zu erwarten. Die mit steigendem Legierungsgehalt der Grundlegierung festgestellte Verminderung der Neigung zur Bildung von Gefügezeilen dürfte in der Verlangsamung der Umwandlungsgeschwindigkeit begründet sein, d.h., durch die verlangsamte Ferritbildung wird

eine längere Zeit und damit eine stärkere Seigerung zur Bildung einer Ferritzeile benötigt.

Nach i s o t h e r m i s c h e r Umwandlung in der Perlitstufe wurde nur bei grösseren unterschiedlichen Gehalten der Elemente Mn, Cr, Ni und W eine schwache anomale Gefügezeiligkeit festgestellt. Die Ausbildung der Zeilen war dabei umso ausgeprägter, je grösser der Unterschied in den Gehalten der Zeilen war. Konzentrationsunterschiede der Elemente Mo, Si, P und W hatten dagegen keinerlei Gefügezeilen zur Folge.

Auch diese Versuchsergebnisse lassen sich wie bei der kontinuierlichen Abkühlung durch die Annahme deuten, dass die zuerst mit der Ferritausscheidung einsetzende Zeile ferritisch wird. Voraussetzung ist natürlich, dass der Unterschied zwischen den Anlaufzeiten für die Ferritbildung in den Zeilen ausreichend gross ist, da andernfalls die Zeit zur Bildung rein ferritischer Zeilen nicht ausreicht. Da von den untersuchten Elementen nur Mangan, Chrom, Nickel, Molybdän und Wolfram einen stärkeren Einfluss auf das Umwandlungsverhalten in der Perlitstufe ausüben, ist also bei isothermischer Umwandlung nur bei unterschiedlichen Gehalten dieser Elemente die Bildung von Ferrit- und Perlitzeilen zu erwarten. Bei grossen Unterschieden der Gehalte von Mn, Cr, Ni und W war dies bei den Stapelproben auch der Fall. Die stärkere Wirkung des Chroms dürfte dabei in erster Linie auf die stärkere Verzögerung der Umwandlung durch dieses Element zurückzuführen sein. In den Stapelproben mit Unterschieden im Molybdängehalt waren die Konzentrationsunterschiede dagegen wesentlich geringer und der grösste unterschiedliche Gehalt von 0,38 % scheint daher zur Zeilenbildung noch nicht ausgereicht zu haben. Da Si, P und V nur einen geringen Einfluss auf das Umwandlungsverhalten ausüben, entspricht das bei der isothermischen Umwandlung festgestellte Ausbleiben der Gefügezeilen den Erwartungen.

Die Elemente Mn, Cr, Ni und W, deren Seigerungen Gefügezeilen zur Folge hatten, verzögern das Umwandlungsverhalten. Die Ferritbildung setzt bei unterschiedlichen Gehalten dieser Elemente also zuerst in der legierungsärmeren Zeile ein. Es ist daher im Falle der Bildung von Gefügezeilen nur die festgestellte anomale Gefügezeiligkeit zu erwarten.

Im Gegensatz zur kontinuierlichen Abkühlung hatte bei der isothermischen Umwandlung der gleiche Unterschied in den Gehalten der Zeilen eine umso stärkere Wirkung, je höher der Legierungsgehalt der Grundlegierung war. Bei der isothermischen Umwandlung hängt das Ausmass der Zeilenbildung von dem Unterschied der Anlaufzeiten für die Perlitumwandlung in den legierungsärmeren und -reicheren Zeilen ab. Da nach den Untersuchungen von Grossmann (49) der Einfluss eines Legierungszusatzes auf die Härtbarkeit und damit auch das Umwandlungsverhalten multiplikativ ist, ergibt sich bei gleichem Unterschied der Gehalte in den Zeilen eine umso grössere zeitliche Verschiebung der Umwandlung, je höher der Legierungsgehalt der Grundlegierung ist. Damit hat bei isothermischer Umwandlung auch die gleiche Seigerung eine umso stärkere Gefügezeiligkeit zur Folge, je höher der Legierungsgehalt der Grundlegierung ist.

Die Untersuchungen an v e r g ü t e t e n Stapelproben haben bei einer Reihe von Proben eine Entmischung des Kohlenstoffs ergeben, indem sich karbidreichere neben karbidärmeren Zeilen bildeten. Die Elemente Mn, Cr und V, deren "Seigerungen" eine solche Entmischung des Kohlenstoffs herbeiführten, sind Elemente mit grösserer Affinität zum Kohlenstoff als Eisen. Die Anreicherung der Karbide in den legierungsreicheren Zeilen war bei gleichem Gehalt der legierungsärmeren Zeile umso stärker, je grösser der Unterschied der Gehalte war. Lag der gleiche Unterschied der Gehalte vor, so war die Entmischung umso stärker, je niedriger der Legierungsgehalt in der legierungsärmeren Zeile war. Unterschiedliche Gehalte der Elemente Ni, Si und P, welche eine schwächere Affinität zum Kohlenstoff als Eisen haben, bewirkten dagegen keinerlei Entmischung

des Kohlenstoffs. Die in den Zeilen festgestellten Unterschiede in der Härte sind lediglich auf die unterschiedliche Anlassbeständigkeit der unterschiedlich legierten Zeilen zurückzuführen.

Die Einflüsse, welche zur Bildung von Gefügezeilen beim Anlassen gehärteter Stapelproben führen, sind anderer Art als bei langsamer kontinuierlicher Abkühlung oder isothermischer Umwandlung. Während der Erwärmung der Proben auf Austenitisierungstemperatur stellt sich zunächst eine gleichmässige Verteilung des Kohlenstoffs ein. Bei der Härtung über die Martensitstufe bleibt diese gleichmässige Verteilung des Kohlenstoffs erhalten. Wird eine gehärtete Probe angelassen, so scheidet sich der Kohlenstoff zunächst als Karbid aus. Liegen Zeilen vor, die an einem Element mit grösserer Affinität zum Kohlenstoff als Eisen angereichert sind, so scheiden sich in diesen Zeilen stabilere Karbide aus. Infolgedessen wird bei nicht zu grossen Diffusionswegen eine Diffusion des Kohlenstoffs in die Zeilen mit den stabileren Karbiden einsetzen. Die Diffusion des Kohlenstoffs kommt erst dann zum Stillstand, wenn die Karbide in den legierungsärmeren und -reicheren Zeilen gleich stabil sind. Enthält eine Stapelprobe dagegen unterschiedliche Gehalte an Elementen mit s c h w ä c h e r e r Affinität zum Kohlenstoff, so wird sich die Verteilung des Kohlenstoffs zwischen den Zeilen nicht ändern, da die Karbide in den legierungsärmeren und -reicheren Zeilen gleich sind.

Eine Übertragung der vorliegenden Versuchsergebnisse auf den g e s e i g e r t e n S t a h l zeigt, dass bei k o n t i n u i e r l i c h e r Abkühlung die Bildung der anomalen Gefügezeiligkeit im wesentlichen auf Kristallseigerungen des Mangans zurückzuführen ist, die in jedem normal erschmolzenen Stahl vorliegen. In Stählen, die zusätzlich mit Chrom und Nickel legiert sind, werden auch die Seigerungen dieser Elemente in schwächerem Masse mit zur Bildung der Gefügezeilen beitragen. Seigerungen der Elemente Mo, Si, P, V und W nehmen dagegen an der Bildung

der anomalen Gefügezeiligkeit nicht teil. Diese Elemente haben vielmehr normale Gefügezeiligkeit im Gefolge.

Die in u n l e g i e r t e n Stählen häufig festgestellte normale Gefügezeiligkeit ist nach den vorliegenden Versuchsergebnissen in der Hauptsache auf Schwefelseigerungen zurückzuführen. Die Einflussnahme des Schwefels erfolgt dabei über eine Abbindung des Mangans in der schwefelreicheren Zeile. Hierdurch sinkt der im Mischkristall der schwefel- und manganreicheren Zeile gelöste Mangangehalt unter den der manganärmeren Zeile, d.h., es bildet sich im Mischkristall eine "umgekehrte" Manganseigerung aus. Dies ist, wie die Untersuchungen an Fe-C-Mn-S-Legierungen gezeigt haben, nur solange der Fall, wie Mangan- und Schwefelgehalt in einem gewissen Verhältnis zueinander stehen. Phosphorseigerungen werden nach den vorliegenden Untersuchungen wahrscheinlich ebenfalls zur Bildung einer normalen Gefügezeiligkeit beitragen, die wesentliche Ursache sind sie aber nicht.

Da die Elemente Mo, Si, P und V eine nur geringe Neigung zur Bildung einer normalen Gefügezeiligkeit besitzen, ist zu verstehen, dass in legierten Stählen, die stets gleichzeitig mindestens eines der wesentlich stärker wirkenden Elemente Mn, Cr und Ni enthalten, nur eine anomale Gefügezeiligkeit vorliegt.

Nach i s o t h e r m i s c h e r Umwandlung in der Perlitstufe werden höchstens in stärker legierten Stählen wenig ausgeprägte Ferrit- und Perlitzeilen festgestellt. Dies ist an Hand der vorliegenden Versuchsergebnisse darauf zurückzuführen, dass lediglich "Chromseigerungen" eine stärkere Wirkung aufweisen.

Die in v e r g ü t e t e n untereutektoidischen Stählen häufig festzustellende Zeiligkeit des Gefüges schliesslich ist nach den Untersuchungen an vergüteten Stapelproben nicht auf einen unterschiedlichen Ätzangriff oder auf eine unterschiedlich starke Einformung der Karbide zurückzuführen. Sie ist vielmehr die Folge einer Kohlenstoffentmischung.

5. Der Ausgleich von "Seigerungen" durch Diffusionsglühung.

Kristallseigerungen in einem Stahl können nur durch eine Diffusionsglühung beseitigt werden. Dieser D i f f u s i o n s a u s g l e i c h lässt sich - bei Kenntnis der Diffusionskoeffizienten - mathematisch beherrschen.

In neuerer Zeit haben Lavender und Jones (49/2) den Diffusionsausgleich von zeilenförmigen Seigerungen mit sinusförmigem Verlauf der Konzentration beschrieben. Die Abweichung der Konzentration c an der Stelle x von der mittleren Konzentration sei gegeben durch:

$$C = C_m \sin \frac{\pi x}{l} \qquad (1)$$

Es lässt sich zeigen, dass nach der Glühdauer t der Verlauf der Konzentration durch die Gleichung

$$C = C_m \sin \frac{\pi x}{l} \; e^{-\frac{\pi^2 Dt}{l^2}} \qquad (2)$$

wiedergegeben wird. Hierbei bedeuten C_m die maximale Abweichung von der mittleren Konzentration, 2 l die "Wellenlänge" der Seigerung und D der Diffusionskoeffizient bei der Glühtemperatur.

Die genannten Verfasser haben mit Hilfe von mikroradiographischen Aufnahmen den Verlauf des Diffusionsausgleichs von Mn-, Cr-, Ni- und Mo-Seigerungen in Stählen verfolgt und eine gute Übereinstimmung mit den nach Gleichung 2 errechneten Glühbehandlungen festgestellt.

Voraussetzung für die Berechnung der erforderlichen Diffusionsglühung ist, wie Gleichung 2 zeigt, die Kenntnis der

Diffusionskoeffizienten in Abhängigkeit von der Temperatur. Einen Überblick über das Diffusionsvermögen der einzelnen Elemente bietet das Bild 52. Dieses Bild gibt die Diffusionskoeffizienten einiger Elemente im Austenit in Abhängigkeit von der Temperatur wieder. Die den Angaben von P. Laurent (50) sowie W. Seith (51) entnommenen Diffusionskoeffizienten für Kohlenstoff und Stickstoff unterscheiden sich hiernach nur unwesentlich voneinander. Die Diffusionskoeffizienten des Phosphors dagegen sind nach den Angaben von P. Laurent bei Temperaturen von etwa 1000° etwa zwei Zehnerpotenzen kleiner. Weitere zwei Zehnerpotenzen kleiner sind die Diffusionskoeffizienten der metallischen Legierungselemente, wie sie von P. Laurent sowie Bedeen und Harring (52) für Molybdän, Mangan und Nickel sowie von T. Heumann und H. Böhmer (53) für Chrom angegeben werden. Phosphor diffundiert also nur in Bezug auf Kohlenstoff und Stickstoff langsam, im Vergleich zu den metallischen Legierungselementen aber schnell.

Um die Anwendung der von Lavender und Jones angegebenen Gleichung zu erleichtern, wurden für den Diffusionsausgleich von Seigerungen der Elemente Mangan, Phosphor und Kohlenstoff die in den Bildern 53 bis 55 wiedergegebenen Nomogramme aufgestellt. Diese Nomogramme setzen sich aus 4 parallelen Skalen und der Leitlinie L zusammen. Auf den Skalen sind die Glühtemperatur, die Glühzeit, die nach einer Glühbehandlung noch vorhandene Restseigerung, - angegeben in Prozent der Anfangsseigerung - und der Zeilenabstand aufgetragen.

Den Begriff "Restseigerung" soll das folgende Beispiel erläutern. Bei dem mittleren Gehalt eines Legierungselementes von 0,75 % mögen die Zeilen an den Stellen der stärksten Seigerung 0,60 bzw. 0,90 % enthalten. Wird der vorliegende Unterschied in den Gehalten durch eine Diffusionsglühung bis auf 20 % der Anfangsseigerung von 0,30 %, d.h., auf 0,06 % ausgeglichen, so betragen die Gehalte in den Zeilen noch 0,72 und 0,78 %.

Die Nomogramme sind zwar für eine sinusförmig verteilte Anfangsseigerung aufgestellt, bei Anwendungen in der Praxis tritt der durch eine nicht sinusförmige Verteilung verursachte Fehler aber gegenüber anderen, später noch zu erwähnenden Einflussgrössen zurück.

Bei Anwendung der Nomogramme ist durch die Punkte für den Zeilenabstand und die gewünschte Restseigerung eine Gerade bis zur Leitlinie L zu legen. Die Verbindung des Schnittpunktes zwischen dieser Geraden und der Leitlinie L mit der vorgesehenen Glühtemperatur ergibt die erforderliche Glühzeit. Die Anwendung der Nomogramme kann auch in der umgekehrten Richtung erfolgen; z. B. um die Wirkung einer Diffusionsglühung zu ermitteln.

Die in Bild 52 dargestellten Diffusionskoeffizienten lassen erkennen, dass wegen der verhältnismässig geringen Unterschiede das Nomogramm für den Ausgleich von Kohlenstoffseigerungen (Bild 55) auch auf Stickstoffseigerungen angewendet werden kann. Das Nomogramm in Bild 53, das für den Diffusionsausgleich von Manganseigerungen aufgestellt wurde, sollte auf den Diffusionsausgleich von Seigerungen der meisten anderen metallischen Legierungselemente anwendbar sein. Die Anwendung des Nomogramms auf den Diffusionsausgleich von anderen Elementen als Mangan erscheint berechtigt, weil die Grundlagen für die Berechnung wie Zeilenabstand, Anfangsseigerung und gewünschte Restseigerung beim geseigerten Stahl nur geschätzt werden können. Hinzu kommt, dass die in der Literatur angegebenen Diffusionskoeffizienten z. T. erhebliche Unterschiede aufweisen. Ferner sind die Diffusionskoeffizienten für legierte Stähle anders als für reine binäre Legierungen des Eisens. Trotz dieser Unsicherheiten haben sich die Nomogramme für Abschätzungen als nützlich erwiesen.
Krainer und Swoboda (54) haben für C-, P-, S-, Mn- und Cr-Seigerungen und für Glühtemperaturen von 1000, 1100 und 1200° die zur Einstellung bestimmter Homogenisierungsgrade erforderlichen Glühzeiten berechnet und in einer Tabelle zusammengestellt. Die Richtigkeit der angegebenen Glühzei-

ten konnte von ihnen jedoch nur für Phosphorseigerungen nachgewiesen werden. Die von ihnen für die Diffusionsglühungen angegebenen Temperaturen und Zeiten stimmen bis auf geringe Abweichungen für Kohlenstoff und Phosphor mit den Werten überein, die den Nomogrammen (Bilder 54 und 55) entnommen werden. Die Angaben für Manganseigerungen weichen jedoch beträchtlich von denen des Nomogramms in Bild 53 für Manganseigerungen ab. Diese Abweichung ist eine Folge der um 1 bis 2 Zehnerpotenzen grösseren Diffusionskoeffizienten bei Krainer und Swoboda, die heute mit grosser Sicherheit als zu gross angesehen werden können. Die mikroradiographischen Untersuchungen von Lavender und Jones liessen dies z. B. klar erkennen.

Um festzustellen, inwieweit die Aussagen der Nomogramme in den Bildern 53 bis 55 sich durch Untersuchungen an Stapelproben bestätigen lassen, wurden Diffusionsglühungen durchgeführt. Voraussetzung für diese Versuche ist, dass die nach der Diffusionsglühung noch vorhandenen Konzentrationsunterschiede nachgewiesen werden können. Im Hinblick auf die zur Verfügung stehenden Einrichtungen wurde hierzu das m e t a l l o g r a p h i s c h e Verfahren angewandt.

5.1. Der metallographische Nachweis von Konzentrationsunterschieden in Stapelproben.

Nach Vorversuchen mit mehreren Ätzmitteln wurde der Unterschied im Ätzangriff durch 2 %ige alkoholische HNO_3 oder durch das Ätzmittel nach Oberhoffer als Mass für die Höhe der Konzentrationsunterschiede in den Zeilen gewählt. Die Ätzversuche wurden an den in Tabelle 3 angegebenen Stapelproben durchgeführt. Um den Einfluss einer unterschiedlichen Gefügeausbildung auszuschalten, wurden alle Proben von 900° in 10 %iger Natronlauge gehärtet.

Die Ergebnisse dieser metallographischen Versuche sind in Tabelle 11 wiedergegeben. Sie enthält Angaben über den Unterschied im Ätzangriff durch 2 %ige alkoholische HNO_3 und durch das Ätzmittel nach Oberhoffer bei Vorliegen von

"Seigerungen" der Elemente Mn, Cr, Ni, Mo, Si, P, V und W. Die Stärke der Seigerungen ist mit "schwach", "mittel", "stark" und "sehr stark" bezeichnet. Für diese Seigerungsunterschiede wurden die in den Fussnoten 1 - 4 der Tabelle 11 angegebenen Werte angenommen. Diese Werte stellen bei den Metallen und Silizium das Verhältnis der Gehalte der legierungsreicheren zu den legierungsärmeren Zeilen dar. Diese Verhältniszahlen wurden gewählt, weil die Seigerungen dieser Elemente im Stahl wesentlich schwächer als die des Phosphors sind, dessen Seigerungen nach den absoluten Unterschieden der Gehalte in den Zeilen bewertet wurden.

Bei der Beurteilung der Unterschiede im Ätzangriff wurde durch das Zeichen "+" angegeben, dass sich die legierungsreichere Zeile schwächer anätzt, d.h., im Mikroskop heller erscheint; ätzt sich dagegen die legierungsärmere Zeile schwächer an, so ist das Zeichen "-" eingetragen. Die Unterschiede im Ätzangriff wurden in die drei Abstufungen "schwach", "mittel" und "stark" unterteilt. Ein "schwacher" Unterschied im Ätzangriff ist durch "x", ein mittlerer durch "xx" und ein starker durch "xxx" gekennzeichnet. Beispiele für diese Unterschiede in der Ätzbarkeit zeigen die Bilder 56 bis 60. Ein "starker" Unterschied der Ätzbarkeit mit 2 %iger alkoholischer HNO_3 liegt in Bild 56 vor. Die Chromgehalte in den Zeilen betragen 0,40 und 1,0 %, entsprechen nach Tabelle 11 also einer "sehr starken" Seigerung. Bei der nach Tabelle 11 "mittleren" Phosphorseigerung von 0,011 zu 0,062 % in Bild 57 liegt ein "starker" Unterschied in der Anätzbarkeit mit dem Ätzmittel nach Oberhoffer vor. Das Bild 58 zeigt die gleiche Probe nach Ätzung mit 2 %iger alkoholischer Salpetersäure. Bei dieser Ätzung sind die Unterschiede im Phosphorgehalt nur "schwach" zu erkennen. Eine nach Tabelle 11 "sehr starke" Manganseigerung schliesslich von 0,48 zu 1,28 % in Bild 59 und eine "mittlere" Nickelseigerung von 0,80 zu 1,06 % in Bild 60 weisen bei Ätzung nach Oberhoffer einen "mittleren" Unterschied der Anätzbarkeit auf.

Aus den vorstehend gemachten Angaben ist zu ersehen, dass die Tabelle 11 bei Beachtung der Zeichen für die Unterschiede in der Stärke des Ätzangriffs ein brauchbares Hilfsmittel für den Nachweis von Konzentrationsunterschieden einzelner Elemente ist.

Diese Tabelle zeigt, dass "schwache" Seigerungen sämtlicher untersuchten Elemente sich durch Ätzung mit 2 %iger alk. HNO_3 nicht nachweisen lassen. Sie zeigt ferner, dass Konzentrationsunterschiede von Chrom am besten durch eine Ätzung mit 2 %iger a l k o h o l i s c h e r S a l p e t e r s ä u r e nachzuweisen sind. Unterschiedliche Gehalte an Si, P, V, W und im unlegierten Stahl auch an Mangan treten dagegen wesentlich schwächer hervor. Konzentrationsunterschiede von Nickel und Molybdän schliesslich können mit diesem Ätzmittel nicht sichtbar gemacht werden. Die legierungsreicheren Zeilen sind heller bei Cr, V, W und Mn und dunkler bei P und Si.

Die Ä t z u n g n a c h O b e r h o f f e r sprach erwartungsgemäss am stärksten auf Unterschiede in den Phosphorgehalten an. Überraschend war jedoch die Feststellung, dass mit diesem Ätzmittel auch Konzentrationsunterschiede im Nickelgehalt sichtbar gemacht werden können. Starke Unterschiede der Gehalte von Mn, Si, V und W treten bei Ätzung nach Oberhoffer nur "schwach" hervor. Bei Ni, P und V erscheinen die legierungsreicheren und bei Mn, Si und W die legierungsärmeren Zeilen heller.

Wie die Tabelle 11 zeigt, haben die beschriebenen Untersuchungen geeignete Ätzmittel für den Nachweis von Konzentrationsunterschieden der Elemente Cr, Ni und P ergeben. Für die übrigen untersuchten Elemente, insbesondere das Mangan, hat sich dagegen keines der beiden Ätzmittel als geeignet erwiesen.

Das M a n g a n ist aber ein Element, dessen Seigerungen bei langsamer Abkühlung in ausgeprägtem Masse die Bildung von Ferrit- und Perlitzeilen bewirken. Um den Erfolg einer Diffusionsglühung auch bei diesem Ele-

ment sichtbar machen zu können, wurden die Stapelproben mit Manganseigerungen daher nach der Diffusionsglühung zur Beseitigung des groben Kornes zunächst in der Perlitstufe umgewandelt. Hierauf folgte eine Austenitisierung bei 900° mit anschliessender langsamer Abkühlung mit 0,4°/min. Das Ausmass der nach dieser Wärmebehandlung vorhandenen Gefügezeiligkeit war ein Mass für die verbliebenen Konzentrationsunterschiede an Mangan.

Der Ausgleich unterschiedlicher V a n a d i n g e h a l t e in den Zeilen lässt sich in begrenztem Umfange verfolgen, wenn die legierungsärmere Zeile vanadinfrei ist. In diesem Falle, der natürlich nur in Stapelproben vorkommen kann, weist nämlich die vanadinhaltige Zeile ein viel feineres Korn auf. Mit fortschreitendem Vanadinausgleich verbreitert sich die vanadinhaltige und damit feinkörnigere Zeile. Die Breite der feinkörnigen Zeile ist also ein Mass für den Ausgleich der "Vanadinseigerung".

Der S c h w e f e l ist im Stahl stets als Sulfid abgebunden. Eine Änderung in der Verteilung des Schwefels lässt sich also an einer Veränderung der Verteilung der Sulfide feststellen. Da der metallographische Nachweis der Sulfidverteilung schwierig ist, lassen sich aber nur starke Veränderungen in der Verteilung des Schwefels sicher feststellen.

5.2. Untersuchungen über den Diffusionsausgleich von Konzentrationsunterschieden in Stapelproben.

Die im vorhergehenden Kapitel beschriebenen Untersuchungen über den metallographischen Nachweis von Konzentrationsunterschieden in Stapelproben haben gezeigt, dass sich mit dem metallographischen Verfahren Unterschiede in den Gehalten an Mn, Cr, Ni, P und in begrenztem Umfange auch von V und S nachweisen lassen. Die Untersuchungen über den Diffusionsausgleich von Konzentrationsunterschieden beschränkten sich daher auf Stapelproben mit unterschiedlichen Gehalten dieser Elemente. Der Diffusionsausgleich

von Seigerungen der Elemente Mo, Si und W wurde dagegen nicht untersucht, da kein Nachweisverfahren zur Verfügung stand.

5.2.1. Mangan

Der Diffusionsausgleich von "Manganseigerungen" wurde an den Stapelproben 59 bis 62 sowie 68 und 69 mit Konzentrationsunterschieden in den Zeilen bis zu 1,07 % Mangan untersucht. Alle Proben wurden 36 Stunden bei 1150° geglüht, zur Einstellung eines feineren Kornes durch kontinuierliche Abkühlung in der Perlitstufe umgewandelt und nach erneuter Austenitisierung bei 900° mit 0,4°/min abgekühlt. Die Bilder 61 bis 66 zeigen die Gefüge in den Stapelproben 68 und 69 bei jeweils drei Zeilenabständen. Die Mangangehalte in den Zeilen dieser Proben betrugen 0,48 und 0,88 % bzw. 0,48 und 1,28 %. Beim kleinsten Zeilenabstand von 0,06 bzw. 0,05 mm in den Bildern 61 und 64 ist die Manganseigerung soweit ausgeglichen, dass sich keine Ferrit- und Perlitzeilen gebildet haben. Bei den Bildern 62 und 65 mit etwas grösseren Zeilenabständen von 0,08 bzw. 0,07 mm handelt es sich um den Übergang von der Zone ohne Gefügezeilen in die Zone mit Gefügezeilen. Beim grössten Zeilenabstand von 0,10 mm in den Bildern 63 und 66 liegen noch reine Ferrit- und Perlitzeilen vor. Die Diffusionsglühung hat also bei diesem Zeilenabstand wegen der grösseren Diffusionswege nicht ausgereicht, um bei der langsamen Abkühlung mit 0,4°/min die Zeilenbildung zu verhindern.

In den beiden genannten Stapelproben 68 und 69 wurden ab einem Zeilenabstand von 0,08 mm reine Ferritzeilen festgestellt, d.h., auch nach der Diffusionsglühung sind bei grösseren Zeilenabständen als 0,08 mm noch Konzentrationsunterschiede vorhanden, die zur Bildung von Ferritzeilen führen. Für die bei diesem Zeilenabstand vorliegende Seigerung beträgt der kritische Zeilenabstand also 0,08 mm. Die Probe 68 hatte vor der

Diffusionsglühung in den Zeilen Mangangehalte von 0,48 und 0,88 %; hieraus ergibt sich ein mittlerer Mangangehalt von 0,68 %. Wie aus dem Bild 67 hervorgeht, betrug der kritische Zeilenabstand bei der Probe 68 vor der Diffusionsglühung 0,12 mm gegenüber 0,08 mm nach der Diffusionsglühung. In das Bild 67 ist nun in Anpassung an die eingezeichnete Kurvenschar eine gestrichelte Kurve 1 eingezeichnet worden. Der Verlauf dieser Kurve ist so gewählt, dass sich für eine Stapelprobe mit dem gleichen mittleren Mangangehalt von 0,68 % ein kritischer Zeilenabstand von 0,08 mm ergibt. Für diesen kritischen Zeilenabstand ergeben sich aus dieser Kurve 1 unterschiedliche Mangangehalte von 0,59 % zu 0,77 %. Diese Mangangehalte besagen für die diffusionsgeglühte Probe, dass der ursprüngliche Unterschied der Mangangehalte in den Zeilen von 0,40 % - wie er sich aus den Gehalten von 0,48 zu 0,88 % ergibt - bei dem Zeilenabstand von 0,08 mm auf 0,18 % Mn zurückgegangen ist; d.h., bei diesem Zeilenabstand beträgt die Manganseigerung noch 45 % der Anfangsseigerung.

Für die durchgeführte 36-stündige Diffusionsglühung bei 1150° ergibt sich aus dem Nomogramm für den Ausgleich von Manganseigerungen in Bild 53 für einen Zeilenabstand von 0,08 mm eine Endseigerung von 30 %, bezogen auf die Anfangsseigerung von 0,40 % Mn; d.h., der Unterschied in den Gehalten der Zeilen sollte 0,12 % betragen. Die Übereinstimmung mit dem abgeschätzten Unterschied von 0,18 % Mn ist als befriedigend zu bezeichnen. Ebenso gut ist die Übereinstimmung für die Probe 69 mit unterschiedlichen Mangangehalten von 0,48 zu 1,28 % in den Zeilen. Für den mittleren Mangangehalt von 0,88 % ergibt sich aus der Kurve 2 in Bild 67 für den kritischen Zeilenabstand von 0,08 mm nach der Diffusionsglühung eine Seigerung von etwa 0,73 zu 1,03 % Mn. Die Differenz der Gehalte beträgt nur noch 0,30 % Mn. Die ursprüngliche "Seigerung" von 0,80 % Mangan ist also auf 40 % des Anfangswertes zurückgegangen. Dieses Ergebnis steht eben-

falls in guter Übereinstimmung mit dem aus dem Nomogramm ermittelten Wert von 30 %.

.2.2. Chrom

Die Untersuchungen über den Ausgleich von Chromseigerungen durch eine Diffusionsglühung wurden an den Stapelproben 72 bis 75, 81 und 82 aus Cr-Ni-Mn-Stählen mit grossen Unterschieden in den Chromgehalten der Zeilen durchgeführt. Diese Unterschiede betrugen 0,29 bis 0,89 %. Die Diffusionsglühung erfolgte ebenfalls bei 1150°; die Glühzeit war 48 Stunden. Wegen der Gleichförmigkeit der Ergebnisse konnte die Auswertung auf die beiden Proben 73 und 82 mit Chromgehalten von 0,11 zu 0,60 % Cr bzw. 0,40 zu 1,0 % Cr eingeschränkt werden. Die Proben kühlten nach der Diffusionsglühung an Luft ab und wurden dann von 900° in 10 %iger Natronlauge gehärtet. Die nach der Diffusionsglühung noch vorhandene Chromseigerung wurde durch Ätzung mit 2 %iger alkoholischer HNO_3 sichtbar gemacht und nach den Ergebnissen der Ätzversuche in Tabelle 11 ausgewertet. Die Bilder 68 bis 73 geben das Gefüge bei Zeilenabständen von 0,07, 0,10 und etwa 0,22 mm wieder. Sie lassen erkennen, dass lediglich bei dem Zeilenabstand von 0,07 mm die Konzentrationsunterschiede an Chrom durch die Diffusionsglühung ausgeglichen sind. Bei dem Zeilenabstand von 0,10 mm in den Bildern 69 und 72 sind Zeilen bereits wieder schwach sichtbar. Deutlich treten die Zeilen bei einem Zeilenabstand von etwa 0,22 mm hervor. Aber auch bei diesem grossen Zeilenabstand hat bereits ein teilweiser Diffusionsausgleich eingesetzt, wie ein Vergleich der Bilder 70 und 56 für die Probe 82 und der Bilder 73 und 34 für die Probe 73 zeigt.

Da sich die Diffusionskoeffizienten von Chrom und Mangan im Eisen bei Temperaturen um 1150° nur wenig unterscheiden, wie aus Bild 52 hervorgeht, wurde versuchsweise das Nomogramm für den Ausgleich von Manganseigerungen auch für die Abschätzung des Diffusionsausgleichs von Chromseigerungen verwendet. Mit Hilfe dieses Nomogramms (Bild 53)

wurden die nach der 48-stündigen Diffusionsglühung bei 1150° noch zu erwartenden Konzentrationsunterschiede ermittelt. Für diese Konzentrationsunterschiede gibt die Tabelle 11 den Unterschied in der Ätzbarkeit der Zeilen an. Stimmen der erwartete Unterschied in der Ätzbarkeit und der Gefügebefund an den diffusionsgeglühten Stapelproben überein, so ist die Anwendung dieses Nomogramms auf Chromseigerungen zulässig.

Dieser Vergleich ist in der Tabelle 12 für die in den Bildern 68 bis 73 wiedergegebenen Gefüge der Stapelproben 82 und 73 durchgeführt. In den ersten Spalten der Tabelle sind die Probenbezeichnung, die Cr-Gehalte in den Zeilen und der Zeilenabstand angegeben. Die Spalte 4 enthält die aus dem Nomogramm in Bild 53 für diese Zeilenabstände und für eine 48-stündige Diffusionsglühung bei 1150° entnommene Restseigerung, ausgedrückt in Prozent der Anfangsseigerung.

Um mit Hilfe der Tabelle 11 den bei dieser Restseigerung zu erwartenden Unterschied in der Ätzbarkeit ermitteln zu können, muss zunächst das Verhältnis der Chromgehalte in den Zeilen berechnet werden. Für einen Zeilenabstand von z. B. 0,07 mm ist in Spalte 4 der Tabelle 12 eine Restseigerung von 12 % der Anfangsseigerung angegeben. Bei der Stapelprobe 82 mit einem Unterschied der Chromgehalte von 0,60 % sollte demnach bei dem Zeilenabstand von 0,07 mm noch ein Unterschied in den Chromgehalten von 0,07 mm vorliegen, d.h., 12 % von 0,6 % Cr. Unter der Annahme eines symmetrischen Abbaues der Anfangsseigerung von 0,40 zu 1,00 % ergeben sich Chromgehalte in den Zeilen von 0,665 und 0,735 %, deren Verhältnis etwa 1,1 beträgt. Die auch für die übrigen Zeilenabstände berechneten Verhältnisse der Chromgehalte in den Zeilen sind in Spalte 5 der Tabelle 12 angegeben.

In den beiden letzten Spalten dieser Tabelle sind die für diese Verhältnisse der Chromgehalte aus Tabelle 11 entnommenen Unterschiede in der Anätzbarkeit dem Gefüge-

befund an den diffusionsgeglühten Proben gegenübergestellt. Die gute Übereinstimmung der Ergebnisse zeigt, dass das Nomogramm für den Ausgleich von Manganseigerungen zumindest in dem für eine Diffusionsglühung in Frage kommenden Temperaturbereich bei etwa 1150° auch auf Chromseigerungen anwendbar ist.

5.2.3. Nickel

In der gleichen Weise wie bei Mangan und Chrom wurden an Stapelproben auch Untersuchungen über den Ausgleich von Nickelseigerungen während einer 48-stündigen Diffusionsglühung bei 1150° durchgeführt. Für die Versuche wurden die aus Cr-Mn-Ni-Stählen hergestellten Stapelproben 85 - 88, 94 und 95 mit Unterschieden in den Nickelgehalten von 0,32 bis 1,0 % verwendet. Der Nachweis der nach der Diffusionsglühung verbliebenen Nickelseigerungen erfolgte auf Grund der bereits beschriebenen Atzversuche durch Ätzung nach Oberhoffer an den von 900° in 10 %iger Natronlauge gehärteten Proben. Die Auswertung des Gefügebefundes wurde an Hand der in Tabelle 11 zusammengestellten Ergebnisse der Vorversuche durchgeführt.

Auch bei dieser Versuchsreihe konnte die Beschreibung der Auswertung wegen der übereinstimmenden Ergebnisse auf die Stapelproben 94 und 95 mit Nickelgehalten von 0,36 zu 0,86 % bzw. 0,36 zu 1,06 % eingeschränkt werden. Die Bilder 74 bis 79 geben das Gefüge für Zeilenabstände von etwa 0,03; 0,05 und 0,08 mm wieder. Beim kleinsten Zeilenabstand von 0,03 mm sind Konzentrationsunterschiede nicht mehr zu erkennen. Sie lassen sich erst wieder bei den grösseren Zeilenabständen von 0,05 mm in Bild 75 (Probe 94) und 0,045 mm in Bild 78 (Probe 92) nachweisen. Bei einem Zeilenabstand von 0,09 bzw. 0,08 mm in den Bildern 76 und 79 dagegen ist der Unterschied in der Anätzbarkeit stark, wenngleich die Zeilenränder etwas verwaschen sind.

Um zu prüfen, ob das Nomogramm für den Ausgleich von Manganseigerungen (Bild 53) auch auf den Ausgleich von Nickelseigerungen anwendbar ist, wurde die Auswertung der Versuchsergebnisse in der gleichen Weise vorgenommen wie bei den Chromseigerungen in Tabelle 12. Die Ergebnisse dieser Auswertung sind in Tabelle 13 zusammengestellt. Nach Aussagen des Nomogramms sollte die Nickelseigerung durch die 48-stündige Diffusionsglühung bei 1150° bereits weitgehend ausgeglichen sein, wie das in Spalte 5 der Tabelle 13 aufgeführte, nach dem Nomogramm zu erwartende Verhältnis der Nickelgehalte in den Zeilen zeigt. Diese Unterschiede in den Nickelgehalten sollten auf Grund der in Tabelle 11 wiedergegebenen Ergebnisse die in Spalte 6 der Tabelle 13 aufgeführten Unterschiede in der Ätzbarkeit bewirken. Da sie nicht mit dem in der Spalte 7 aufgeführten Gefügebefund an den diffusionsgeglühten Proben übereinstimmen, lässt sich das Nomogramm also nicht ohne Anwendung eines Korrekturfaktors auf den Ausgleich von Nickelseigerungen anwenden.

Dieser Korrekturfaktor soll an Hand der Bilder 75 und 78 geschätzt werden. In ihnen haben die nach der Diffusionsglühung noch vorhandenen Unterschiede im Nickelgehalt einen schwachen Unterschied in der Ätzbarkeit verursacht. Nach Tabelle 11 liegt bei einer Ätzung nach Oberhoffer ein schwacher bis mittlerer Unterschied in der Ätzbarkeit bei einer mittleren Nickelseigerung mit einem Verhältnis der Nickelgehalte zwischen 1,3 und 1,49 vor. Für den in den Bildern 75 und 78 vorliegenden schwachen Unterschied in der Anätzbarkeit kann ein Verhältnis der Nickelgehalte von 1,3 angenommen werden.

Aus diesem Verhältnis der Nickelgehalte lässt sich für die beiden Stapelproben 94 und 95 die Restseigerung in Prozent der Anfangsseigerung wie folgt ermitteln:
Die Probe 94 enthält eine Anfangsseigerung von 0,36 zu 0,80 % Ni und damit einen mittleren Nickelgehalt von 0,58 %. Soll bei diesem mittleren Nickelgehalt von 0,58 % das Verhältnis der Nickelgehalte in den Zeilen 1,3 sein,

so ergeben sich durch eine einfache Rechnung Nickelgehalte von 0,65 und 0,50 % in den Zeilen. Bei dem mittleren Zeilenabstand von 0,05 mm in Bild 75 beträgt der Unterschied in den Gehalten der Zeilen nach der Diffusionsglühung also noch 0,15 % Ni. Bezogen auf den ursprünglichen Unterschied der Gehalte von 0,44 % liegt demnach eine Restseigerung von 34 % vor.

Für die Probe 95 mit einer Anfangsseigerung von 0,36 zu 1,06 % Ni ergeben sich Nickelgehalte von 0,62 und 0,80 % in den Zeilen. Bei dem mittleren Zeilenabstand von 0,045 mm in Bild 78 ist der Unterschied in den Nickelgehalten also auf 0,18 % zurückgegangen, was 26 % der Anfangsseigerung von 0,70 % Ni entspricht.

Zur Einstellung einer Restseigerung von 34 % durch eine Diffusionsglühung bei 1150° bei einem Zeilenabstand von 0,05 mm, wie er bei der Stapelprobe 94 in Bild 75 gegeben ist, wird nach dem Nomogramm für den Ausgleich von Manganseigerungen (Bild 53) eine Glühzeit von 15 Stunden benötigt. Dieselbe Glühzeit ergibt sich für eine Endseigerung von 26 % und einen Zeilenabstand von 0,045 mm, der bei der Stapelprobe 95 in Bild 78 vorliegt. Da die Glühzeit bei beiden Proben aber 48 Stunden betrug, ergibt sich, dass für den Ausgleich von Nickelseigerungen etwa die dreifache Zeit wie bei Mangan- und Chromseigerungen benötigt wird. Nach Bild 52 ist bei 1150° der Diffusionskoeffizient für Mangan dreimal so gross wie der für Nickel. Dieses an den diffusionsgeglühten Stapelproben erhaltene Ergebnis stimmt also mit dem Verhältnis der Diffusionskoeffizienten von Ni und Mn überein.

5.2.4. Phosphor

Die Überprüfung der Anwendbarkeit des Nomogramms für den Ausgleich von Phosphorseigerungen erfolgte mit Hilfe der aus Kohlenstoff- bzw. Cr-Mn-Stählen zusammengesetzten Stapelproben 15 - 19 mit Phosphorseigerungen von 0,01 zu 0,06; 0,01 zu 0,15 und 0,01 zu 0,48 %. Die Stapelproben wurden während 1; 3,5 und 6 Stunden bei 1050° diffusions-

geglüht und nach erfolgter Ofenabkühlung zwecks Umkörnung bei 900° austenitisiert und mit 5°/min abgekühlt.

Zum Nachweis der verbliebenen Phosphorseigerung wurde das Ätzmittel nach Oberhoffer verwendet. Die durch die langsame Abkühlung mit 5°/min erreichte Umwandlung in der Perlitstufe wurde einer Umwandlung in der Martensitstufe vorgezogen, weil die Phosphorseigerungen bei ferritisch-perlitischem Gefüge besser zum Vorschein kommen, ohne dass sich die in der Tabelle 11 wiedergegebene Ätzbarkeit merklich ändert. Diese Versuchsdurchführung ist natürlich nur dann zulässig, wenn sich keine Ferrit- und Perlitzeilen ausbilden.

Die Auswertung der Gefüge wird an der Stapelprobe 16 aus einem Kohlenstoffstahl und mit einer Phosphorseigerung von 0,011 zu 0,149 % und an der Probe 19 aus Cr-Mn-Stahl und Phosphorgehalten von 0,011 und 0,48 % in den Zeilen erläutert. Die nach den genannten Diffusionsglühungen in beiden Stapelproben noch verbliebenen Konzentrationsunterschiede an Phosphor sind in den Bildern 80 bis 87 (Probe 16) und 88 bis 95 (Probe 19) gezeigt.

Der Unterschied in der Ätzbarkeit der Zeilen vor der Diffusionsglühung ist für die Stapelprobe 16 bei einem Zeilenabstand von 0,07 mm in Bild 80 und bei einem Zeilenabstand von 0,14 mm in Bild 84 wiedergegeben. Für die gleichen Zeilenabstände ist in den Bildern 81 bis 83 und 85 bis 87 das Gefüge nach der Diffusionsglühung während 1; 3,5 und 6 Stunden bei 1050° wiedergegeben. Mit zunehmender Glühzeit verschwindet die Phosphorseigerung, und zwar bei dem kleineren Zeilenabstand von 0,07 mm rascher als bei dem grösseren von 0,14 mm.

Für die Stapelprobe 19 mit der wesentlich stärkeren Seigerung von 0,011 zu 0,48 % Phosphor ist das Gefüge nach den gleichen Diffusionsglühungen in den Bildern 88 bis 95 wiedergegeben. Die Konzentrationsunterschiede waren bei dieser Probe so gross, dass selbst nach 6-stündiger

Diffusionsglühung noch kein vollständiger Ausgleich der Seigerung eingetreten ist, wie die Bilder 91 und 95 erkennen lassen.
Die beschriebenen Unterschiede in der Ätzbarkeit wurden in der gleichen Weise wie bei den Untersuchungen über den Ausgleich von Konzentrationsunterschieden an Chrom und Nickel ausgewertet. Die Ergebnisse dieser Auswertung sind für die Proben 16 und 19 in Tabelle 14 zusammengestellt. Die nach den Aussagen des Nomogramms für den Ausgleich von Phosphorseigerungen in Bild 54 bei den einzelnen Zeilenabständen nach den Diffusionsglühungen bei 1050° noch zu erwartenden Unterschiede in den Phosphorgehalten der Zeilen sind in Spalte 5 dieser Tabelle aufgeführt. Die Unterschiede in der Anätzbarkeit mit dem Ätzmittel nach Oberhoffer, die sich aus Tabelle 11 für diese Konzentrationsunterschiede ergeben, sind in Spalte 6 der Tabelle 14 wiedergegeben. Das Ergebnis der Gefügeauswertung an den diffusionsgeglühten Stapelproben enthält die Spalte 7 dieser Tabelle. Für die Stapelprobe 16 stimmen die Aussagen in den Spalten 6 und 7 in befriedigendem Masse überein.

Bei der Probe 19 mit der ausserordentlich starken Phosphorseigerung ergeben sich Abweichungen, die aber einmal wegen der grossen Empfindlichkeit des Oberhoffer-Ätzmittels nur geringfügig sein dürften und anderseits kann bei sehr hohen Phosphorgehalten der Diffusionsvorgang konzentrationsabhängig sein. Bei den übrigen Proben stand der Ablauf des Diffusionsausgleichs in ähnlich guter Übereinstimmung mit dem Nomogramm (Bild 54) wie bei der Stapelprobe 16.

5.2.5. Vanadin

Zur Untersuchung des Diffusionsausgleichs von Vanadinseigerungen wurden die Stapelprobe 48 mit Vanadingehalten von 0,0 und 0,18 % und 49 mit Gehalten von 0,0 und 0,26 % V in den Zeilen während 48 Std. bei 1150° geglüht und anschliessend im Ofen abgekühlt. Da die Korngrösse am besten nach vollständiger Umwandlung in der Perlitstufe zu er-

kennen ist, wurden die Proben anschliessend von 900° mit 0,4°/min abgekühlt. Die Bilder 96 bis 98 zeigen Gefügeausschnitte der diffusionsgeglühten Stapelprobe 49 bei Zeilenabständen von 0,10; 0,21 und 0,25 mm. Ein gleichmässig feines Korn liegt nur beim kleinsten Zeilenabstand vor. Bei dem mittleren und dem grösseren Zeilenabstand lassen sich grob- und feinkörnige Zeilen unterscheiden. Die Zeilen treten auf Grund des stärkeren Diffusionsausgleichs bei dem mittleren Zeilenabstand in Bild 97 jedoch wesentlich schwächer hervor. Die grobkörnigen Zeilen sind vanadinarm und werden durch das eindiffundierende Vanadin feinkörniger. Obwohl nicht bekannt ist, bei welchem Vanadingehalt das Korn fein wird, lässt der Versuch auf einen ähnlichen Ablauf des Diffusionsausgleichs schliessen wie bei den Mangan- und Chromseigerungen. Möglicherweise erfolgt er sogar etwas schneller.

5.2.6. Schwefel

Der im Stahl enthaltene Schwefel ist fast ausschliesslich als Sulfid abgebunden. Ein Ausgleich von Schwefelseigerungen kann daher nur in einer Umlagerung der Sulfide bestehen. Versuche, durch eine Diffusionsglühung eine gleichmässige Verteilung der Sulfide herbeizuführen, erfolgten an den Stapelproben 115 bis 120 mit "Schwefelseigerungen" in Proben mit und ohne Mangangehalte. Bei einer e r s t e n Versuchsreihe wurden aus versuchstechnischen Gründen e n t k o h l t e Proben während 48 Stunden bei 1150° geglüht und nach einer Umkörnung von 900° in Wasser gehärtet und auf ihre Sulfidverteilung untersucht. In einer z w e i t e n Versuchsreihe wurden n i c h t e n t k o h l t e Proben während 36 Stunden bei 1150° geglüht und nach Umwandlung in der Perlitstufe von 900° mit 0,4°/min abgekühlt. Diese Proben wurden auf die Verteilung von Ferrit und Perlit untersucht. Die Gefügebefunde beider Versuchsreihen sind in Tabelle 15 zusammengefasst.

Die bei der ersten Versuchsreihe an entkohlten Proben durchgeführte Diffusionsglühung hatte bei der Probe 116 mit einem gleichmässigen Schwefelgehalt von etwa 0,005 % in den Zeilen und einer "Manganseigerung" von 0,01 zu 0,30 % keine nachweisbare Umlagerung von Sulfiden zur Folge. Bei den Proben 118 und 117 mit Konzentrationsunterschieden von etwa 0,005 zu 0,1 % Schwefel hatte sich bis zu grossen Zeilenabständen eine gleichmässige Verteilung der Sulfide eingestellt. Die beiden Proben hatten unterschiedliche Mangangehalte. Bei der Probe 117 betrug er 0,30 % und bei der Probe 118 0,01 %. Der gleiche Unterschied im Schwefelgehalt der Zeilen lag auch bei der Probe 115 vor. Bei dieser Probe enthielt aber nur die schwefelreichere Zeile 0,27 % Mangan, während die schwefelarme Zeile manganfrei war. Im Gegensatz zu den Proben 117 und 118 blieb bei der Probe 115 die ungleichmässige Sulfidverteilung auch nach der Diffusionsglühung erhalten, der Schwefel blieb also an das Mangan in der legierungsreicheren Zeile gebunden.

In der Stapelprobe 119 mit der gleichen "Manganseigerung" wie die Probe 115, aber einem in allen Zeilen gleichen Schwefelgehalt von etwa 0,10 %, hat sich der Schwefel in der manganreicheren Zeile unter Bildung von Mangansulfid angereichert. Dieser Befund wird durch das Ergebnis an der Probe 120 bestätigt, in der manganfreie Zeilen mit 0,111 % Schwefel neben Zeilen mit 0,005 % S und 0,30 % Mangan vorliegen. Auch bei dieser Probe ist der Schwefel aus der manganfreien in die manganreichere Zeile diffundiert, d.h., die ursprünglich schwefelarme Zeile enthielt nach der Diffusionsglühung den gesamten Schwefel, sofern der Diffusionsweg nicht zu gross war.

Während der Diffusionsglühung ist also nicht nur das Mangan aus der manganreicheren in die manganärmere Zeile diffundiert, sondern es hat sich auch eine Veränderung der Schwefelverteilung eingestellt. Beide Vorgänge sind aber von Einfluss auf die Bildung von Ferrit- und Perlitzeilen.

Die Gefügeuntersuchung an den nicht entkohlten Proben der zweiten Versuchsreihe, die neben den Gehalten an Mangan und Schwefel noch einen Kohlenstoffgehalt von etwa 0,20 % aufwiesen, erbrachte die in der Spalte 7 der Tabelle 15 wiedergegebenen Ergebnisse:
In der Probe 116 war die Manganseigerung bis zu Zeilenabständen von 0,04 mm soweit ausgeglichen, dass sie bis zu diesem Zeilenabstand nicht mehr zur Bildung von Ferrit- und Perlitzeilen führte. In der manganfreien Probe 118 hatte sich die zu erwartende gleichmässige Verteilung von Ferrit und Perlit eingestellt, denn diese Probe enthielt auch vor der Diffusionsglühung bereits keine Zeilen. In der Probe 117 hat die gleichmässige Verteilung der Sulfide die Abbindung gleicher Anteile Mangan in den Zeilen und damit bis zu einem Zeilenabstand von 0,09 mm die Verhinderung der Bildung von Ferrit- und Perlitzeilen zur Folge. Bis zum gleichen Zeilenabstand wies auch die Probe 115, bei der die legierungsreichere Zeile gleichzeitig mehr Mangan und Schwefel enthielt, eine gleichmässige Verteilung von Ferrit und Perlit auf. Dies ist eine Folge des Ausgleichs der in Spalte 5 der Tabelle 15 angegebenen unterschiedlichen, im Mischkristall gelösten Mangangehalte von 0,11 und 0,00 % durch die Diffusionsglühung. Eine schwache Gefügezeiligkeit, aber keine Ferritzeilen enthielten die Proben 119 und 120. Bei beiden Proben ist dieses Ergebnis auf die Abbindung des Mangans als Mangansulfid und auf den Ausgleich der im Mischkristall gelösten Mangangehalte in den Zeilen zurückzuführen.

5.2.7. Kohlenstoff

Bei der Abkühlung eines Stahles entstehen unter bestimmten Voraussetzungen Ferrit- und Perlitzeilen. Die verhältnismässig kurze Zeit, die der Kohlenstoff bei der Bildung dieser Gefügezeilen zur Entmischung benötigt, deutet bereits auf seine grosse Diffusionsgeschwindigkeit hin. Ein trotzdem u n v o l l s t ä n d i g e r Diffusionsausgleich bei der Austenitisierung könnte ein-

mal die Ursache einer erneuten Zeilenbildung sein, andererseits würde sich im gehärteten Stahl keine gleichmässige Martensithärte einstellen. Eine Antwort auf die Frage nach dem Ausgleich unterschiedlicher Kohlenstoffgehalte in den Zeilen gibt das Nomogramm in Bild 55.

Wie bei den Nomogrammen für den Ausgleich von Mangan- und Phosphorseigerungen (Bilder 53 und 54) wurden die Versuche wiederum an Stapelproben durchgeführt, um einen experimentellen Beweis für seine Gültigkeit zu erbringen. Die Beurteilung des Ausgleichs der unterschiedlichen Kohlenstoffgehalte in den Zeilen erfolgte mit Hilfe der Mikrohärtemessung an den nach der Diffusionsglühung über die Martensitstufe gehärteten Proben.

Die direkte Herstellung von Stapelproben mit unterschiedlichen Kohlenstoffgehalten in den Zeilen ist wegen der zu grossen Diffusionsgeschwindigkeit des Kohlenstoffs nicht möglich, weil die Konzentrationsunterschiede sich bereits während der Herstellung der Probe ausgleichen würden.

Um Proben mit der gewünschten Kohlenstoffseigerung zu erhalten, wurde daher die Stapelprobe 40 mit einer "Manganseigerung" von 0,64 zu 1,10 % und einem mittleren C-Gehalt von 0,25 % von 900° mit 0,4°/min abgekühlt. Hierbei bildeten sich, wie die in Kapitel 4.1.1. beschriebenen Untersuchungsergebnisse gezeigt haben, Ferrit- und Perlitzeilen, d.h., kohlenstofffreie und kohlenstoffhaltige Zeilen.
Je eine Probe wurde während 4,5 und 15 Minuten bei 900° diffusionsgeglüht und anschliessend zur Erzielung eines vollständig martensitischen Gefüges in 10 %iger Natronlauge abgeschreckt. Die Wirkung der Diffusionsglühung wurde an diesen Proben quer zu den Zeilen bei mehreren Zeilenabständen mit Hilfe der Mikrohärte gemessen.
Das Ergebnis dieser Messungen an der während 4,5 Minuten diffusionsgeglühten Probe ist in den Bildern 99a bis c

wiedergegeben. Sie zeigen den Verlauf der Mikrohärte bei Zeilenabständen von 0,08; 0,13 und 0,20 mm. Die eingetragenen Messpunkte sind Mittelwerte aus jeweils 2 Messungen. Die manganärmeren Zeilen (ungerade Zahlen) haben eine geringere Härte als die manganreicheren Zeilen (gerade Zahlen). Mit der Abnahme des Zeilenabstandes werden die Unterschiede in der Härte als Folge des stärkeren Diffusionsausgleichs geringer, wie aus den Abbildungen hervorgeht.

Die Ergebnisse des zweiten Versuchs mit der längeren Diffusionsglühung von 15 Minuten bei 900° geben die Bilder 100a und b wieder. Als Folge der Verlängerung der Zeit für den Diffusionsausgleich ist der Unterschied in der Mikrohärte der Zeilen in Bild 100b jetzt wesentlich kleiner wie ein Vergleich mit dem Bild 99c zeigt. Das Bild 100a schliesslich gibt den Verlauf der Mikrohärte bei einem Zeilenabstand von 0,13 mm wieder. Nur die äusseren, wahrscheinlich etwas breiteren Zeilen zeigen noch Härteunterschiede, während die Härtewerte in den übrigen Zeilen im Streubereich der Härtemessung liegen.

Die Anwendung des Nomogramms für den Ausgleich unterschiedlicher Kohlenstoffgehalte in den Zeilen ergibt für die kürzere Homogenisierungszeit von 4,5 Min. und Zeilenabstände von 0,08; 0,13 und 0,20 mm einen Konzentrationsausgleich auf 5; 30 und 65 % des ursprünglichen Konzentrationsunterschiedes an. Da die Mikrohärte keinen direkten Schluss auf den Kohlenstoffgehalt in den Zeilen zulässt, kann der in den Stapelproben erfolgte Diffusionsausgleich nur abgeschätzt werden.

Bei dem grössten Zeilenabstand von 0,20 mm in Bild 99c liegt zwar noch ein beträchtlicher Konzentrationsunterschied des Kohlenstoffs vor, anderseits ist aber aus der Form der Kurven zu entnehmen, dass bereits ein merklicher Ausgleich der unterschiedlichen Kohlenstoffgehalte in den Zeilen eingesetzt hat. Da sich das Verhältnis der

Härteunterschiede zwischen den Zeilen annähernd wie 5 : 30 : 65 d.h., wie die aus dem Nomogramm in Bild 55 ermittelten Werte verhalten, ist hierin bereits eine gewisse Bestätigung für die Anwendbarkeit des Nomogramms zu sehen. Am besten wird die Aussagefähigkeit des Nomogramms in Bild 55 aber durch den Verlauf der Mikrohärte beim kleinsten untersuchten Zeilenabstand von 0,08 mm in Bild 99a bestätigt. Das Nomogramm gibt für diesen Zeilenabstand einen Konzentrationsausgleich auf 5 % des ursprünglichen Konzentrationsunterschiedes an und die hiernach zu erwartenden geringen Härteunterschiede zeigen die Messergebnisse in Bild 99a.

Für die bei der zweiten Probe angewandte Diffusionsglühung von 15 Minuten bei 900° gibt das Nomogramm für den Zeilenabstand von 0,18 mm in Bild 100b einen Konzentrationsausgleich auf 10 % des ursprünglichen Konzentrationsunterschiedes an. Da der Unterschied in der Härte zwischen den Härteunterschieden in den Bildern 99a und b liegt, ist dies eine weitere Bestätigung für die Anwendbarkeit des Nomogramms. In Bild 100a sollten nach dem Nomogramm die Konzentrationsunterschiede praktisch ausgeglichen sein. Sieht man von den neben den Endstücken liegenden, wahrscheinlich etwas breiteren Zeilen ab, so ist auch diese Forderung einigermassen gut erfüllt.

5.3. Erörterung der Versuchsergebnisse über den Diffusionsausgleich

Die Untersuchungen über den Diffusionsausgleich der metallischen Legierungselemente Mn, Cr, Ni und V haben gezeigt, dass ausserordentlich lange Glühzeiten bei hohen Temperaturen erforderlich sind, um einen Ausgleich von Konzentrationsunterschieden dieser Elemente herbeizuführen. Unterschiedliche Phosphorgehalte dagegen lassen sich bei Temperaturen von etwa 1050° innerhalb tragbarer Glühzeiten ausgleichen. Da Phosphorseigerungen aber an der Bildung von Gefügezeilen kaum beteiligt sind, hat ihr Ausgleich bei den vorliegenden Betrachtungen über die Bildung von Zeilengefügen keine Bedeutung.

Schwefelseigerungen können im manganhaltigen Stahl zu einer normalen Gefügezeiligkeit führen, da in Zeilen mit starken Schwefelanreicherungen ein wesentlicher Anteil des Mangans zu Mangansulfid abgebunden wird. Die dadurch im Mischkristall entstehende Manganseigerung ist die eigentliche Ursache der Gefügezeiligkeit und muss durch eine Diffusionsglühung ausgeglichen werden, was nach den obigen Ausführungen mit ausserordentlichen Schwierigkeiten verbunden ist.

Bei der Bildung von Gefügezeilen entstehen Zeilen mit unterschiedlichen Gehalten an Kohlenstoff. Die Untersuchungen über den Ausgleich unterschiedlicher Kohlenstoffgehalte haben aber gezeigt, dass dieser Ausgleich innerhalb weniger Minuten erfolgt, zumal die Ferrit- und Perlitzeilen verhältnismässig schmal sind, d.h., die Diffusionswege für den Kohlenstoff sind nur kurz.

Der Ausgleich der Konzentrationsunterschiede ist ausserordentlich stark von der Glühtemperatur und dem Zeilenabstand abhängig. Eine Angabe der jeweils anzuwendenden Glühzeiten lässt sich daher ohne genauere Unterlagen nicht machen. Um die Möglichkeit zu bieten, solche Angaben möglichst einfach machen zu können, wurden Nomogramme für den Diffusionsausgleich unterschiedlicher Mangan-, Phosphor- und Kohlenstoffgehalte aufgestellt. Vergleiche zwischen dem an Stapelproben durch Diffusionsglühungen erzielten Konzentrationsausgleich und den Angaben dieser Nomogramme haben ihre Anwendbarkeit bestätigt. Das Nomogramm für den Ausgleich von Manganseigerungen kann darüberhinaus auch auf Chrom- und Nickelseigerungen verwendet werden. Bei Nickelseigerungen ist aber wegen der wesentlich geringeren Diffusionsgeschwindigkeit des Nickels die dreifache Glühzeit wie bei Mangan erforderlich.

Die Untersuchungen hatten gezeigt, dass die Konzentrationsunterschiede der metallischen Legierungselemente durch Seigerung die Ursache der Gefügezeiligkeit sind.

Eine Beseitigung der Gefügezeiligkeit durch einen Diffusionsausgleich dieser Seigerungen hat sich als grundsätzlich möglich erwiesen, die anzuwendenden Glühtemperaturen sind aber ausserordentlich hoch und die Glühzeiten sehr lang. Die Versuchsergebnisse über den Ausgleich von Konzentrationsunterschieden der Legierungsmetalle Mn, Cr, Ni und V stehen in guter Übereinstimmung mit den in der Literatur (55) angegebenen Wärmebehandlungen zur Beseitigung der Gefügezeiligkeit durch eine Diffusionsglühung.

Zusammenfassung:

Die Fähigkeit von Kristallseigerungen der Elemente Mn, Cr, Ni, Mo, Si, P, S, V und W bei bestimmten Wärmebehandlungen Gefügezeilen zu bewirken, wurde mit Hilfe von " S t a p e l p r o b e n " untersucht. Diese Stapelproben enthielten Zeilen mit b e k a n n t e n unterschiedlichen Gehalten je eines der angeführten Elemente. Die Art der Versuchsführung gestattete ausserdem unterschiedliche Zeilenabstände in die Untersuchung einzubeziehen.

Bei langsamer k o n t i n u i e r l i c h e r Abkühlung hatten unterschiedliche Gehalte aller untersuchten Elemente die Bildung von Ferrit- und Perlitzeilen zur Folge. Die zur Bildung gleich starker Zeiligkeit notwendigen Unterschiede in den Gehalten der Zeilen waren bei den einzelnen Elementen verschieden.

Bei Mn, Cr und Ni waren die legierungsärmeren Zeilen ferritisch, d.h., es hatte sich eine a n o m a l e Gefügezeiligkeit eingestellt. Eine n o r m a l e Gefügezeiligkeit, bei der die legierungsreicheren Zeilen den Ferrit enthalten, wurde dagegen bei unterschiedlichen Gehalten der übrigen Elemente festgestellt.

Von den Elementen Mn, Cr und Ni mit anomaler Gefügezeiligkeit hatte das Mangan die weitaus stärkste Wirkung, während Chrom und Nickel sich im Hinblick auf ihre Neigung zur Bildung von Gefügezeilen kaum unterscheiden.

Die ausgeprägteste normale Gefügezeiligkeit hatten Schwefelseigerungen zur Folge, aber nur in Gegenwart von Mangan. Eine wesentlich schwächere normale Gefügezeiligkeit bewirkten unterschiedliche Phosphorgehalte in den Zeilen, während "Seigerungen" der übrigen Elemente Mo, Si, V und W nur bei erheblichen Unterschieden der Gehalte eine Wirkung zeigten.

Bei i s o t h e r m i s c h e r Umwandlung war die Neigung zur Zeilenbildung bei allen untersuchten Elementen wesentlich geringer als bei kontinuierlicher Abkühlung von der Austenitisierungstemperatur. Unterschiede in den Gehalten der Zeilen an Mangan, Chrom, Nickel und Wolfram ergaben eine

anomale Gefügezeiligkeit, d.h., die legierungsärmeren Zeilen waren ferritisch. Bei den Elementen Mo, Si, P, S und V waren unterschiedliche Gehalte sogar ohne Wirkung auf die Bildung von Gefügezeilen.

Die in v e r g ü t e t e n Stapelproben durch metallographische Untersuchung und mit Hilfe von Mikrohärtemessungen festgestellte Entmischung des Kohlenstoffs war meist nicht vollständig, d.h., es lagen karbidreichere neben karbidärmeren Zeilen vor. Eine Entmischung des Kohlenstoffs hatten unterschiedliche Gehalte der Elemente Mn, Cr, V und S zur Folge, wobei die Schwefelseigerung aber nur bei Anwesenheit von Mangan zur Auswirkung kommt. Bei unterschiedlichen Gehalten der Elemente Mn, Cr und V in den Zeilen waren stets die legierungsreicheren und bei S die legierungsärmeren Zeilen karbidreicher. "Seigerungen" der ebenfalls in ihrer Wirkung nach einer Vergütung untersuchten Elemente Ni, Si und P zeigten keine Wirkung.

Die Bildung von Ferrit- und Perlitzeilen ist sowohl bei k o n t i n u i e r l i c h e r Abkühlung als auch bei i s o t h e r m i s c h e r Umwandlung eine Folge des unterschiedlichen Umwandlungsverhaltens in den unterschiedlich legierten Zeilen. Die zuerst mit der Bildung von Ferrit einsetzenden Zeilen verdrängen den Kohlenstoff in die umwandlungsträgeren perlitischen Zeilen. Bei unterschiedlichen Gehalten von Elementen, die den A_3-Punkt senken, wie Mn, Cr und Ni, oder aber die Umwandlung in der Perlitstufe stärker verzögern, wie Mn, Cr, Ni und W, sind die legierungsärmeren Zeilen umwandlungsfreudiger. Sie enthalten daher den Ferrit, d.h., die Gefügezeiligkeit ist a n o m a l . Eine n o r m a l e Gefügezeiligkeit haben Seigerungen derjenigen Elemente zur Folge, die entweder den A_3-Punkt erhöhen (Mo, Si, P, V, W und S) oder die Umwandlung in der Perlitstufe beschleunigen. Letzteres war allerdings bei keinem der untersuchten Elemente der Fall. Die Erhöhung des A_3-Punktes durch Schwefel erfolgt nur indirekt über die Abbindung von Mangan zu Mangansulfid.

In v e r g ü t e t e n Stapelproben erfolgt die Anreicherung des Kohlenstoffs in Zeilen mit höheren Mn-, Cr- und V-Gehalten oder niedrigeren S-Gehalten, weil sich in diesen Zeilen stabilere Karbide ausscheiden.

Auf Grund der Versuchsergebnisse verursacht in S t ä h l e n die Manganseigerung die Bildung der a n o m a l e n Gefügezeiligkeit. Sie kann aber in Stählen mit Chrom und Nickel durch Kristallseigerungen dieser Elemente in erheblichem Masse verstärkt werden. Die wesentliche Ursache der in Stählen mit geringen Mangangehalten festgestellten n o r m a l e n Gefügezeiligkeit ist die Schwefelseigerung, durch die im Mischkristall der schwefelreicheren Zeile eine Verarmung an Mangan infolge seiner Abbindung zu Mangansulfid eintritt.

In v e r g ü t e t e n Stählen wird die Bildung karbidreicherer Zeilen durch die Seigerungen aller Elemente mit stärkerer Affinität zum Kohlenstoff als Eisen bewirkt.

Die Untersuchungen über den Diffusionsausgleich unterschiedlicher Gehalte der Elemente Mn, Cr, Ni, V, P und C in den Zeilen von Stapelproben haben eine gute Übereinstimmung zwischen dem durch Glühungen erzielten Konzentrationsausgleich und dem auf Grund des Diffusionsvermögens dieser Elemente erwarteten erbracht. Der Ausgleich von Seigerungen der metallischen Legierungselemente, insbesondere aber des Nickels, erfordert selbst bei sehr hohen Glühtemperaturen lange Glühzeiten. Ein Ausgleich von Phosphorseigerungen ist dagegen bereits bei 1050° C in verhältnismässig kurzen Zeiten schon zu erreichen. Zum Ausgleich unterschiedlicher Kohlenstoffgehalte sind die üblichen Austenitisierungsbehandlungen ausreichend.

Schrifttum

1	Oberhoffer P. und H. Meyer	Weitere Beobachtungen über die Zeilenstruktur, ihre Entstehung und ihre Beseitigung durch Wärmebehandlung. Stahl u. Eisen, 34 (1914) S. 1241/46.
2	Baeckström S.	La structure en Bandes de l'acier. Jernkont. Ann. 136 (1952) S. 9/20.
3	Loria E.A.	On the Heterogeneities of Steel Forgings and the Resultant Mechanical Properties. Blast Furn. Steel Plant. (1956) S. 315/321.
4	Jatzcak C.F., D.J. Girardi u. E.S. Rowland	On Banding in Steel. Trans. Amer. Soc. Metals, 48 (1955) S. 279/305.
5	Walker D.G.	Banded Structures in Steels. Australasian Eng. 45 (1953) S. 63/69.
6	Finistone B.M. u. T.D. Fearnehough	Physical and Mechanical Properties of Segregates in two alloy Steels. J. Iron Steel Inst. Sept. 1951, S. 5/12.
7	Heyer R.E.	Iron and Carbon Steels; Kapitel: Banding in Steels. Engineering Physical Metallurgie, New York, 1939.
8	Wolfe K.J.B. u. J.P. Robinson	Metallic Segregation in Ferritic Steels. Metal Treatm. Drop Forg. 1949/50/ S.209/218.
9	Brearly H.	The use of microscopic methods in relation to industrial problems. Proc. Sheffield Soc. Eng. Metals 2 (1909) S. 56/62.
10	Giolitti F.	Observations on flaky and woody steel. Chem. metallurg. Engng. 20 (1919) S.271/73.

11	Wyss U.	Ursache und Beeinflussung der Sekundärzeilen im Stahl. Härterei-techn. Mitt. 15 (1960) S. 14/19.
12	Stead J.E.	Some of the Ternary Alloys of Iron, Carbon and Phosphorus. J. Soc. chem. Ind. 33 (1914) S. 173/184.
13	Whiteley J.H.	Cupric Etching Effects Produced by Phosphorus and Oxygen in Iron. Iron Steel Inst. 103 (1921) S. 277/302.
14	Whiteley J.H.	On Ghost Lines and the Banded Structure of Rolled and Forged Mild Steels. J. Iron and Steel Inst. 113 (1926) S. 213/18.
15	Le Châtelier and Bogitch	Macrographie des acier, essai de corrosion. Rev. Métallurg. Mém. 16 (1919) S. 129/139.
16	Benedicks C. u. H. Lofquist	Neigung zur Schlackeneinschlussbildung in Eisen und Stahl. Stockholm 1929, S. 274.
17	Lavender J.D. u. F.W. Jones	An Investigation on Banding. J. Iron Steel Inst. 163 (1949) S. 14/17.
18	Larsen B.M.	Effect of Manganese on Distribution of Carbon in Steel. U.S. Bureau of Mines, Techn. Paper Nr. 466 (1930)
19	Prohoroff A.V.	Ferrit Banding in Forged and Rolled Steel. Metallurgia 13 (1936) S. 179/81.
20	Bastien P.G.	The Mecanism of Formation of Banded Structures. J. Iron Steel Inst. 187 (1957) S. 281/91.
21	Plöckinger E. u. A. Randak	Untersuchungen über das Zeilengefüge in unlegierten und legierten Baustählen. Stahl u. Eisen 78 (1958) S. 1041/58.
22	Cattier P., Ch. Dubois, J. Bléton, P. Bastien	Contribution à l'etude de la structure de bandes dans l'aciers forgé. Rev. Métallurg. Mém. 50 (1953) S. 275/90.

23	Betteridge W. u. R.S. Sharpe	The study of Segregations and Inclusions in Steel by Micro-Radiography. J. Iron Steel Inst. 1948, S. 185/91.
24	Müller E.A.W.	Mikrographie mit Röntgenstrahlen. Die Umschau 1950, H. 6.
25	Müller E.A.W.	Röntgen-Mikrographie. Arch. techn. Messen 1950, Blatt T. 66/68.
26	Betteridge W.	Microradiography and Metals. Metal Ind. 1950, S. 5/8.
27	Homes G.A. J. Gouzou	Les ressources de la microradiographie dans les problemes metallurgiques. Rev. Metallurg. 48 (1951) S. 251/61.
28	Trillat J.J.	Metallurgical Aspects of Microradiography. Metallurg. Rev. 1956, S. 3/29.
29	Neff N.	Mikroradiographische Untersuchungen an Automatenstahl. Z. Metallkde. 46 (1955) S. 614/15.
30	Kohn A.	Emploi des éléments radioactifs pour l'étude des aciers et des processus industrielles en métallurgie. Applications au cas de l'étude des ségrégations. Rev. Métallurg. 48 (1951) S. 219/35.
31	Kohn A.	Etude de l'homogénéisation des Ségrégations dentritique de Phosphore et d'arsénic dans les aciers par la méthode autoradiographiques. Rev. Metallurg. 50 (1953) S. 139/52.
32	Kohn A.	Les Possibilités de l'Autoradiographie quantitative par les mesures microphotometrique. Rev. Metallurg. 51 (1954) S. 503/13.
33	Kohn A. und J. Doumerc	Etude autoradiographique de l'influence du forgeage sur la ségregation dentritique du phosphore dans les lingots d'acier. Rev. Metallurg. 52 (1955) S. 249/59.

34	Bolotov J.E. und M.J. Goldstein	Micro-Autoradiography applied to the Study of the redistribution of Chromium during a homogenizing anneal. Brutcher Übers. Nr. 3678 aus Zavodskaya Laboratoriya, 21 (1955) Nr. 7, S. 828/30.
35	Ward R.G.	The Dentritic Segregation of Manganese in Steel Ingots. J. Iron Steel Inst., April 1958, S. 337/42.
36	Cattier P., Ch. Dubois, J. Bléton, P. Bastien	Répartition des inclusions dans l'aciers forgé en relation avec les structurs macrographique et micrographique. Rev. Metallurg. 97 (1950) S. 619/36.
37	Philibert J. und C. Crussard	Applications du Mikroanalyseur à sonde eléctronique à la Recherche Sidérurgique. Rev. Metallurg. 53 (1956) S. 461/70.
38	Philibert J.	La Diffusion dans les Metaux. Biliotheque Technique Philips, S. 77/84.
39	Philibert J. und C. Beaulieu	Quantitative Untersuchung der dentritischen Heterogenität in Eisenlegierungen. Rev. Metallurg. 56 (1959) S. 171/78.
40	Jost W.	Diffusion und Reaktion in festen Stoffen. Verlag Th. Steinkopf 1937.
41	Dehlinger U.	Diffusion, Entmischung und Keimbildung. Z. f. phys. chem. Unterricht 50 (1937) S. 134/39.
42	Seith W. und F. Bartschat	Zur Diffusion des Kohlenstoffs in legierten Stählen. Z. Metallk. 34 (1942) S. 125/130.
43	Seith W. und H. Wever	Die Aktivität bei der Diffusion in metallischen Dreistoffsystemen. Z. f. Elektrochemie, 55 (1951) S. 380/87.
44	Smith R.P.	Equilibrium of Iron-Carbon Alloys with Mixtures of $CO-CO_2$ and CH_4-H_2. J. Am. Chemical Soc. 68 (1946) S. 1163/75.
45	Smith R.P.	Equilibrium of Fe-C-Si and Fe-C-Mn-alloys with mixtures of METHANE and Hydrogen at 1000°. J. Am. Chemical Soc. 70 (1948) S. 2724/29.

46	Darken L.S.	Diffusion of Carbon in Austenite with a Discontinuity in Composition. Am. Inst. Mining an Met. Eng./Techn. Publication Nr. 2443/1948.
47	Steven W. und D.R. Thorney-croft	Variations of Transformation Cheracteristics within Samples of an Alloy Steel. J. Iron Steel Inst., Sept. 1957, S. 15/32.
48	Fuss J.	Etude de Ségrégations anomales dans les petits lingots d'acier allié. Bull. Cercle Etudes Met. 1943, S. 341/64.
49	Grossmann M.A.	Hardenability Calculated from Chemical Composition. Trans. Am. Inst. Min. Met. Eng. 150 (1942) S. 227/59.
50	Laurent P.	Les Princips physiques de la Diffusion dans les Métaux. Semaines d'Etudes de la Physiques des Metaux, 1949.
51	Seith W.	Diffusion in Metallen. Springer-Verlag 1955.
52	Bedeen und Harring	Atom Movements. ASM-Seminar 1950.
53	Heumann T. und H. Böhmer	Ermittlung von Diffusionskoeffizienten in Eisen-Chrom-Legierungen. Arch. Eisenhüttenwesen 31 (1960) S. 749/54.
54	Krainer H. und K. Swoboda	Einfluss der Diffusionsglühung auf die Festigkeitseigenschaften quer zur Schmiedefaser bei Baustählen. Vertrauliche Berichte des VDEh, 1944, S. 275/293.
55	Peter W. und H. Finkler	Betrachtungen über Möglichkeiten zur Erzielung eines zeilenfreien Gefüges. Härterei-techn. Mitt. 16 (1961) S. 137/146.

Tabellen und Bilder zur
Dissertationsschrift

"Untersuchungen über die Bildung von Gefügezeilen in untereutektoidischen Stählen an Proben mit bestimmten unterschiedlichen Gehalten einzelner Elemente in den Zeilen."

vorgelegt von

Dipl.Ing. Helmut Finkler

Tabelle 1 — Schrifttum über den Nachweis von Kristallseigerungen [1)]

Mangan:	6, 8, 17, 23, 26, 27, 33, 35, 37, 38, 47.
Chrom :	6, 8, 17, 20, 26, 34, 37, 47.
Nickel:	6, 20, 22, 26, 36, 37, 47.
Molybdän:	6, 17, 26.
Silizium:	6.
Phosphor:	6, 22, 30 bis 33, 36, 48.
Schwefel:	6, 22, 30, 32, 36, 48.
Vanadin:	6.
Wolfram:	8, 27, 48.
Arsen:	22, 31.

1) Die in der Tabelle angegebenen Ziffern beziehen sich auf das im Anhang wiedergegebene Literaturverzeichnis.

elle 2 Die chemische Zusammensetzung der in die Untersuchungen einbezogenen Stähle.

Marke	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Ni	%Mo
Legierungsreihen mit abgestuften Mangangehalten								
Mn-Stähle	0,27	0,32	0,07	0,042	0,010			
	0,27	0,32	0,64	0,042	0,008			
	0,24	0,28	1,10	0,042	0,008			
	0,22	0,18	2,24	0,060	0,019			
I. Cr-Ni-Mn-Stähle	0,22	0,33	0,21	0,018	0,011	1,05	1,00	
	0,20	0,33	0,29	0,018	0,012	1,04	1,02	
	0,20	0,32	0,38	0,018	0,012	1,04	1,03	
	0,20	0,31	0,48	0,016	0,012	1,05	1,04	
	0,20	0,30	0,68	0,016	0,012	1,08	1,03	
	0,20	0,21	0,88	0,018	0,013	1,05	1,03	
	0,20	0,21	1,28	0,020	0,012	1,08	1,04	
Legierungsreihen mit abgestuften Chromgehalten								
II. Mn-Cr-Stähle	0,15	0,81	1,02	0,014	0,011	0,43		
	0,16	0,75	1,02	0,016	0,009	0,74		
	0,16	0,83	1,04	0,014	0,011	1,13		
f. Mn-Ni-Cr-Stähle	0,20	0,19	1,10	0,018	0,012	0,11	1,05	
	0,21	0,18	1,06	0,016	0,012	0,23	1,05	
	0,21	0,16	1,09	0,016	0,012	0,32	1,03	
	0,21	0,15	1,09	0,016	0,012	0,40	1,04	
	0,21	0,13	1,07	0,016	0,012	0,60	1,05	
	0,21	0,13	1,06	0,016	0,012	0,83	1,02	
	0,21	0,11	1,06	0,018	0,012	1,00	1,05	
Legierungsreihe mit abgestuften Nickelgehalten								
Mn-Cr-Ni-Stähle	0,19	0,23	1,12	0,016	0,012	1,08	0,06	
	0,20	0,24	1,16	0,014	0,012	1,08	0,16	
	0,20	0,25	1,13	0,016	0,012	1,11	0,28	
	0,20	0,23	1,11	0,014	0,012	1,10	0,36	
	0,20	0,22	1,09	0,014	0,012	1,11	0,58	
	0,20	0,21	1,07	0,016	0,012	1,10	0,80	
	0,20	0,17	1,02	0,016	0,012	1,10	1,06	
Legierungsreihe mit abgestuften Molybdängehalten								
t. Cr-Mo-Stähle	0,27	0,12	0,64	0,010	0,007	0,94		Sp.
	0,27	0,11	0,71	0,010	0,006	1,02		0,12
	0,27	0,10	0,69	0,010	0,005	1,02		0,17
	0,27	0,08	0,69	0,010	0,005	1,02		0,20
	0,26	0,08	0,65	0,010	0,005	1,02		0,28
	0,26	0,07	0,63	0,010	0,005	0,99		0,38

	Marke	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Ni	%W	%V
	Legierungsreihe mit abgestuften Siliziumgehalten									
VII.	Cr-Mn-Si-Stähle	0,24	0,25	1,37	0,015	0,011	1,08	0,08		
		0,28	0,62	1,41	0,018	0,008	1,08	0,08		
		0,21	1,06	1,39	0,018	0,011	1,10	0,08		
		0,19	1,30	1,36	0,016	0,008	1,08	0,08		
	Legierungsreihen mit abgestuften Phosphorgehalten									
VIII.	P-Stähle	0,50	0,39	0,79	0,011	0,008				
		0,47	0,37	0,78	0,062	0,009				
		0,46	0,37	0,78	0,149	0,009				
IX.	Cr-P-Stähle	0,34	0,39	0,82	0,008	0,011	1,44			
		0,33	0,43	0,83	0,058	0,009	1,44			
		0,33	0,45	0,77	0,480	0,020	1,37			
		0,33	0,30	0,77	0,011	0,021	1,38			
		0,33	0,45	0,81	0,147	0,010	1,42			
X.	Fe-C-P-Legierungen	0,20	0,01	-	0,008	0,018				
		0,18			0,025	0,005				
		0,20	0,02	-	0,073	0,016				
	Legierungsreihen mit abgestuften Schwefelgehalten									
XI.	Fe-C-Mn-S-Legierungen	0,21		0,01	0,016	0,005				
		0,26	0,07	0,01	0,002	0,111				
		0,25		0,30	0,016	0,006				
		0,24		0,27	0,003	0,100				
		0,34	0,28	0,41	0,010	0,005				
		0,33	0,26	0,41	0,010	0,028				
		0,32	0,24	0,39	0,010	0,040				
		0,31	0,20	0,52	0,010	0,005				
		0,29	0,20	0,54	0,012	0,029				
		0,30	0,18	0,52	0,014	0,038				
	Legierungsreihen mit abgestuften Vanadingehalten									
XII.	Mn-Cr-Ni-V-Stähle	0,24	0,31	1,17	0,016	0,012	1,02	1,00		
		0,24	0,31	1,19	0,016	0,012	1,05	1,00		0,05
		0,24	0,30	1,19	0,010	0,013	1,08	0,97		0,18
		0,24	0,27	1,16	0,010	0,012	1,10	0,99		0,26
	Legierungsreihen mit abgestuften Wolframgehalten									
XIII.	Mn-Cr-Ni-V-W-Stähle	0,24	0,27	1,15	0,010	0,013	1,10	0,98	0,15	0,26
		0,24	0,25	1,15	0,010	0,013	1,05	1,00	0,39	0,26
		0,26	0,24	1,10	0,010	0,012	1,08	1,00	0,87	0,27

Tabelle 3 Aufbau und chemische Zusammensetzung der Stapelproben.

Stapel-probe Nr.	Grundlegierung	Gehalte des "geseigerten" Elementes in den Zeilen
Stapelproben mit Manganseigerungen		
9	Mn-Stähle [1]	0,07 (2. Zeile) und 0,64 % Mn
10	"	0,07 (") " 1,10 % Mn
11	"	0,07 (1. Zeile) " 2,24 % Mn
12	"	0,64 (") " 1,10 % Mn
13	"	0,64 (") " 2,24 % Mn
14	"	1,10 (2. Zeile) " 2,24 % Mn
57	Cr-Ni-Mn-Stähle [2]	0,21 (1. Zeile) und 0,29 % Mn
58	mit je 1 % Cr und Ni	0,21 (") " 0,38 % Mn
59	"	0,21 (") " 0,48 % Mn
60	"	0,21 (") " 0,68 % Mn
61	"	0,21 (") " 0,88 % Mn
62	"	0,21 (") " 1,28 % Mn
63	"	0,29 (2. Zeile) " 0,38 % Mn
64	"	0,38 (") " 0,48 % Mn
65	"	0,48 (") " 0,68 % Mn
66	"	0,68 (") " 0,88 % Mn
67	"	0,88 (") " 1,28 % Mn
68	"	0,48 (1. Zeile) " 0,88 % Mn
69	"	0,48 (") " 1,28 % Mn

1) Stähle der Legierungsreihe I in Tabelle 2

2) " " " II in Tabelle 2

Stapelprobe Nr.	Grundlegierung	Gehalte des "geseigerten" Elementes in den Zeilen
Stapelproben mit Chromseigerungen		
25	Mn-Cr-Stähle [3]	0,43 (2. Zeile) und 0,74 % Cr
26	mit 1 % Mn	0,43 (1. Zeile) " 1,13 % Cr
27	"	0,74 (2. Zeile) " 1,13 % Cr
70	Mn-Ni-Cr-Stähle [4]	0,11 (1. Zeile) und 0,23 % Cr
71	mit je 1 % Mn u. Ni	0,11 (") " 0,32 % Cr
72	"	0,11 (") " 0,40 % Cr
73	"	0,11 (") " 0,60 % Cr
74	"	0,11 (") " 0,83 % Cr
75	"	0,11 (") " 1,00 % Cr
76	"	0,23 (2. Zeile) " 0,32 % Cr
77	"	0,32 (") " 0,40 % Cr
78	"	0,40 (") " 0,60 % Cr
79	"	0,60 (") " 0,83 % Cr
80	"	0,83 (") " 1,00 % Cr
81	"	0,40 (1. Zeile) " 0,83 % Cr
82	"	0,40 (") " 1,00 % Cr
Stapelproben mit Nickelseigerungen		
83	Mn-Cr-Ni-Stähle [5]	0,06 (1. Zeile) und 0,16 % Ni
84	mit je 1 % Mn u. Cr	0,06 (") " 0,28 % Ni
85	"	0,06 (") " 0,36 % Ni
86	"	0,06 (") " 0,58 % Ni
87	"	0,06 (") " 0,80 % Ni
88	"	0,06 (") " 1,06 % Ni
89	"	0,16 (2. Zeile) " 0,28 % Ni
90	"	0,28 (") " 0,36 % Ni
91	"	0,36 (") " 0,58 % Ni
92	"	0,58 (") " 0,80 % Ni
93	"	0,80 (") " 1,06 % Ni
94	"	0,36 (1. Zeile) " 0,80 % Ni
95	"	0,36 (") " 1,06 % Ni

3) Stähle der Legierungsreihe III in Tabelle 2
4) " " " IV " "
5) " " " V " "

Stapelprobe Nr.	Grundlegierung	Gehalte des "geseigerten" Elementes in den Zeilen
Stapelproben mit Molybdänseigerungen		
138	Cr-Mo-Stähle [6]	Sp. (1. Zeile) und 0,17 % Mo
139	mit 1 % Cr	Sp. (") " 0,28 % Mo
140	"	Sp. (") " 0,38 % Mo
141	"	0,12 (") " 0,20 % Mo
142	"	0,12 (") " 0,38 % Mo
143	"	0,20 (") " 0,38 % Mo
Stapelproben mit Siliziumseigerungen		
6	Cr-Mn-Si-Stähle [7]	0,25 (1. Zeile) und 0,62 % Si
7	mit 1 % Cr und	0,25 (") " 1,06 % Si
8	1,4 % Mn	0,25 (") " 1,30 % Si
Stapelproben mit Phosphorseigerungen		
15	P-Stähle [8]	0,011 (2. Zeile) und 0,062 % P
16	"	0,011 (") " 0,149 % P
17	Cr-P-Stähle [9]	0,008 (") " 0,058 % P
18	mit 1,4 % Cr	0,008 (1. Zeile) " 0,147 % P
19	"	0,011 (") " 0,480 % P
107	Fe-C-P-Legierung [10]	0,005 (2. Zeile) " 0,073 % P

---

6) Stähle der Legierungsreihe VI in Tabelle 2

7) " " " VII " "

8) " " " VIII " "

9) " " " IX " "

10) " " " X " "

Stapelprobe Nr.	Grundlegierung	Gehalte des "geseigerten" Elementes in den Zeilen		
Stapelproben mit Schwefel-Manganseigerungen				
115	Fe-C-Mn-S-Legierungen [11]	0,005 % S	(2. Zeile) und	0,100 % S
		0,01 % Mn	(") "	0,27 % Mn
116	"	0,005 % S	(") "	0,006 % S
		0,01 % Mn	(") "	0,30 % Mn
117	"	0,100 % S	(") "	0,006 % S
		0,27 % Mn	(") "	0,30 % Mn
118	"	0,005 % S	(") "	0,111 % S
		0,01 % Mn	(") "	0,01 % Mn
119	"	0,100 % S	(") "	0,111 % S
		0,27 % Mn	(") "	0,01 % Mn
120	"	0,006 % S	(") "	0,111 % S
		0,30 % Mn	(") "	0,01 % Mn
Stapelproben mit Vanadinseigerungen				
47	Mn-Cr-Ni-V-Stähle mit je 1 % Mn, Cr und Ni (12)	./.	(1. Zeile) und	0,05 % V
48	"	./.	(") "	0,18 % V
49	"	./.	(") "	0,26 % V
50	"	0,05	(2. Zeile) "	0,18 % V
51	"	0,18	(") "	0,26 % V
Stapelproben mit Wolframseigerungen				
52	Mn-Cr-Ni-V-W-Stähle mit je 1 % Mn, Cr u. Ni [13]	-	(1. Zeile) und	0,15 % W
53		-	(") "	0,39 % W
54		-	(") "	0,87 % W
55		0,15	(2. Zeile) "	0,39 % W
56		0,39	(") "	0,87 % W

11) Stähle der Legierungsreihe XI in Tabelle 2

12) " " " XII " "

13) " " " XIII " "

Tabelle 4

Die Bildung von Ferrit- und Perlitzeilen durch Phosphorseigerungen nach Abkühlung mit 0,4°/min von 900°.

Wärmebehandlung	Phosphorseigerung	unlegierter Stahl		legierter Stahl	
		Stapelprobe Nr.	kritischer Zeilenabstand mm	Stapelprobe Nr.	kritischer Zeilenabstand mm
900° 30 min/ 0,4°/min ab	0,01:0,06 %	15	./.	17	./.
"	0,01:0,15 %	16	0,04	18	./.
"	0,01:0,48 %	--		19	0,08
1150° 15 min/ 0,4°/min ab	0,01:0,06 %	15	./.	17	./.
"	0,01: 0,15%	16	0,10	18	./.
"	0,01:0,48 %	--		19	0,09

Zeichenerklärung:

./. keine Gefügezeiligkeit

Tabelle 5

Die Bildung von Ferrit- und Perlitzeilen durch Schwefelseigerungen nach Abkühlung mit 0,4°/min von 900°.

Stapel-probe Nr.	Seige-rung[1]	S %	Mn %	Im Misch-kristall ge-löster Mn-Gehalt[2] %	Gefüge in den Zeilen	Gefügezei-ligkeit
116	+	0,006	0,30	0,29	Perlit	stark und
	-	0,005	0,01	0,00	Ferrit	„anomal"
118	+	0,111	0,01	0,00	./.	./.
	-	0,005	0,01	0,00		
117	+	0,100	0,27	0,11	Ferrit	stark und
	-	0,006	0,30	0,29	Perlit	„normal"
115	+	0,100	0,27	0,11	Perlit	schwach und
	-	0,005	0,01	0,00	Ferrit	„anomal"
119	+	0,100	0,27	0,11	Perlit	schwach und
	-	0,111	0,01	0,00	Ferrit	„anomal"
120		0,006	0,30	0,29	Perlit	stark
		0,111	0,01	0,00	Ferrit	

1) + positiv „geseigerte" Zeile
- negativ „geseigerte" Zeile

2) Berechnet unter der Voraussetzung, dass der gesamte Schwefel als Mangansulfid abgebunden ist und dieses im Mittel 10 % FeS gelöst enthält.

Tabelle 6 — Die Bildung von Ferrit- und Perlitzeilen durch Manganseigerungen bei isothermischer Umwandlung.

Stapelproben aus nur mit Mangan legierten Stählen

Stapelprobe Nr.	„Manganseigerung"	Kritischer Zeilenabstand (mm) Wärmebehandlung: 900° 30 min/ 600° 1h/W	900° 30 min/ 625° 1h/W
9	0,07 : 0,64 %	./.	+
10	0,07 : 1,10 %	./.	0,03
11	0,07 : 2,24 %	+	0,03
12	0,64 : 1,10 %	./.	+
13	0,64 : 2,24 %	+	+
14	1,10 : 2,24 %	+	+

Stapelproben aus Stählen mit 1 % Cr, 1 % Ni und Mangangehalten bis 1,28 %.

Stapelprobe Nr.	„Manganseigerung"	Kritischer Zeilenabstand (mm) Wärmebehandlung: 900° 30 min/ 625° 1h/W	900° 30 min/ 650° 2h/W
59	0,21 : 0,48 %	./.	./.
60	0,21 : 0,68 %	./.	+
61	0,21 : 0,88 %	+	++
62	0,21 : 1,28 %	0,02	0,02
67	0,88 : 1,28 %	+	0,02
68	0,48 : 0,88 %	./.	+
69	0,48 : 1,28 %	+	0,02

Zeichenerklärung:

./. keine Gefügezeiligkeit

\+ teilweise Entmischung bei kleinen Zeilenabständen

++ teilweise Entmischung bis zu grösseren Zeilenabständen.

Tabelle 7 — Die Bildung von Ferrit- und Perlitzeilen durch Chrom- und Nickelseigerungen bei isothermischer Umwandlung.

Stapelproben aus Stählen mit 0,2 % C; 1 % Mn; 1 % Ni und Chromgehalten bis 1,0 %.

Stapelprobe Nr.	„Chromseigerung"	Kritischer Zeilenabstand (mm) Wärmebehandlung: 900° 30 min/ 625° 1h/W	900° 30 min/ 650° 2h/W
72	0,11 : 0,40 %	+	0,01
73	0,11 : 0,60 %	+	0,05
74	0,11 : 0,83 %	0,01	0,08
75	0,11 : 1,00 %	0,02	0,09
80	0,83 : 1,00 %	./.	./.
81	0,40 : 0,83 %	./.	++
82	0,40 : 1,00 %	+	0,04

Stapelproben aus Stählen mit 0,2 % C; 1 % Mn; 1 % Cr und Nickelgehalten bis 1,06 %.

Stapelprobe Nr.	„Nickelseigerung"	Kritischer Zeilenabstand (mm) Wärmebehandlung: 900° 30 min/ 650° 2h/W	900° 30 min/ 675° 3h/W
85	0,06 : 0,36 %	./.	./.
86	0,06 : 0,58 %	./.	./.
87	0,06 : 0,80 %	./.	./.
88	0,06 : 1,06 %	+	0,01
93	0,80 : 1,06 %	./.	./.
94	0,36 : 0,80 %	./.	./.
95	0,36 : 1,06 %	+	+

Zeichenerklärung:

./. keine Gefügezeiligkeit
\+ teilweise Entmischung bei kleinen Zeilenabständen
++ teilweise Entmischung bis zu grösseren Zeilenabständen.

Tabelle 8 — Der Einfluss von Schwefel bei der Bildung von Gefügezeilen bei isothermischer Umwandlung in der Perlitstufe. [1]

Stapelprobe Nr.	Seigerung [2]	S %	Mn %	Im Mischkristall gelöste Mn-Gehalte [3] %	Gefüge in den Zeilen
116	+	0,006	0,30	0,29	Dunkler, dichtstreifiger Perlit.
	-	0,005	0,01	0,00	Vollständig eingeformter Perlit.
118	+	0,111	0,01	0,00	Vollständig eingeformter Perlit.
	-	0,005	0,01	0,00	Vollständig eingeformter Perlit.
117	+	0,100	0,27	0,11	Weitgehend eingeformter Perlit.
	-	0,006	0,30	0,29	Dunkler dichtstreifiger Perlit.
115	+	0,100	0,27	0,11	Weitgehend eingeformter Perlit.
	-	0,005	0,01	0,00	Vollständig eingeformter Perlit.
119	+	0,100	0,27	0,11	Weitgehend eingeformter Perlit.
	-	0,111	0,01	0,00	Vollständig eingeformter Perlit.

1) Wärmebehandlung: 900° 30 min / 625° 1^{h}/Luft bzw. 675° 2^{h}/Luft

2) + positiv geseigerte Zeile
- negativ geseigerte Zeile

3) Im Mischkristall gelöste Mangangehalte, berechnet unter der Voraussetzung, dass der gesamte Schwefel als Mangansulfid abgebunden ist und dieses im Mittel 10 % FeS gelöst enthält.

Tabelle 9 — Die Bildung von Ferrit- und Perlitzeilen durch Wolframseigerungen bei isothermischer Umwandlung.

Stapelproben aus Stählen mit etwa 0,24 % C; 1,1 % Mn; 1,1 % Cr; 1,0 % Ni; 0,26 % V und Wolframgehalten bis zu 0,87 %.

Stapelprobe Nr.	„Wolframseigerung"	Kritischer Zeilenabstand (mm) Wärmebehandlung: 900° 30 min/ 650° 2h/W	900° 30 min/ 675° 3h/W
52	0,0 : 0,15 %	./.	./.
53	0,0 : 0,39 %	./.	./.
54	0,0 : 0,87 %	+	0,02
55	0,15: 0,39 %	./.	./.
56	0,39: 0,87 %	./.	+

Zeichenerklärung:

./. keine Gefügezeiligkeit

\+ teilweise Entmischung bei kleinen Zeilenabständen

Tabelle 10

Der Einfluss von Schwefelseigerungen auf die Verteilung des Kohlenstoffs im vergüteten Zustand.

Probe	Seigerung[1]	S %	Mn %	Im Mischkristall gelöste Gehalte Mn[2] %	Gefüge in den Zeilen
116	1.Zeile +	0,006	0,30	0,29	Manganärmere Zeile deutlich karbidärmer als die manganreichere.
	2.Zeile -	0,005	0,01	0,00	
118	1.Zeile +	0,111	0,01	0,00	Karbide auf beide Zeilen gleichmässig verteilt.
	2.Zeile -	0,005	0,01	0,00	
117	2.Zeile +	0,100	0,27	0,11	Schwefelreichere Zeile deutlich karbidärmer als die schwefelärmere.
	1.Zeile -	0,006	0,30	0,29	
119	2.Zeile +	0,100	0,27	0,11	Karbide praktisch gleichmässig auf die Zeilen verteilt.
	1.Zeile -	0,111	0,01	0,00	

1) + positiv geseigerte Zeile

\- negativ geseigerte Zeile

2) Berechnet unter der Voraussetzung, dass der gesamte Schwefel als Mangansulfid abgebunden ist und dieses im Mittel 10 % FeS gelöst enthält.

Tabelle 11

Der Nachweis von Seigerungen in gehärteten Stapelproben durch Ätzen mit 2 %iger alkoholischer Salpetersäure und dem Ätzmittel nach Oberhoffer.

"Geseigertes" Element	2 %ige alkoholische Salpetersäure – Seigerung				Ätzung nach Oberhoffer – Seigerung			
	schwach 1)	mittel 2)	stark 3)	sehr stark 4)	schwach 1)	mittel 2)	stark 3)	sehr stark 4)
Mn	./.	./.	$+^{x}$	$+^{x}$	./.	./.	$-^{x}$	$-^{xx}$
	nur im unleg. Stahl							
Cr	./.	$+^{x}$	$+^{xx}$	$+^{xxx}$	./.	./.	./.	./.
Ni	./.	./.	./.	./.	$+^{x}$	$+^{x-xx}$	$+^{xxx}$	$+^{xxx}$
Mo	./.	./.	./.	./.	./.	./.	./.	./.
Si	./.	./.	$-^{x}$	$-^{x}$	./.	./.	$-^{x}$	$-^{xx}$
P	./.	$-^{x}$	$-^{x}$	$-^{xx}$	$+^{xx}$	$+^{xxx}$	$+^{xxx}$	$+^{xxx}$
	nur im unleg. Stahl							
V	./.	./.	$+^{x}$	$+^{xx}$	./.	./.	$+^{x}$	$+^{xx}$
W	./.	./.	./.	$+^{x}$	./.	./.	$-^{x}$	$-^{xx}$

	Metalle u. Silizium: Verhältnis der Gehalte in den legierungsreicheren und -ärmeren Zeilen	Phosphor: Unterschied der Gehalte in den Zeilen
1) Schwache Seigerung:	1,10 bis 1,29-fach	0,010 bis 0,029 %
2) Mittlere Seigerung:	1,3 bis 1,49-fach	0,030 bis 0,059 %
3) Starke Seigerung :	1,5 bis 2,49-fach	0,060 bis 0,149 %
4) Sehr starke Seigerung:	ab 2,5-fach	ab 0,150 %

Zeichenerklärung:

./.	kein Unterschied im Ätzangriff
+	legierungsreichere Zeile hell
-	legierungsärmere Zeile hell
x	schwacher Unterschied im Ätzangriff
xx	mittlerer Unterschied im Ätzangriff
xxx	starker Unterschied im Ätzangriff

Tabelle 12 — Der Ausgleich von Chromseigerungen in Stapelproben durch eine 48-stündige Diffusionsglühung bei 1150°.

Stapelprobe Nr.	Chromseigerung	Zeilenabstand mm	Restseigerung in % der Anfangsseigerung[1]	Verhältnis der Cr-Gehalte	Ätzbarkeit nach: Tab. 11	Ätzbarkeit nach: Gefügebefund
82	0,40:1,0 %	-	100	2,5	xxx[2]	xxx
"	"	0,07	12	1,1	./.	./.
"	"	0,10	35	1,35	x	x
"	"	0,21	80	2,0	xx	xx
73	0,11:0,60 %	-	100	5,5	xxx	xxx
"	"	0,07	12	1,2	./.	./.
"	"	0,10	35	1,7	xx	xx
"	"	0,23	83	3,6	xxx	xx[3] bis xxx

1) Berechnet nach dem Nomogramm für den Ausgleich von Manganseigerungen in Bild 53.

2) Das Verhältnis von 2,5 ist die untere Grenze des Bereiches für die sehr starke Seigerung, d.h., die Ätzbarkeit sollte nach Tab. 11 zwischen "mittlerem" und "starkem Unterschied der Ätzbarkeit" liegen. Entsprechendes ist auch in anderen ähnlichen Fällen zu berücksichtigen.

3) Bei niedrigen Gehalten der negativ geseigerten Zeile wird die Ätzbarkeit stets etwas schwächer sein als in der Tabelle angegeben, denn das Verhältnis bleibt dann auch bei geringen Unterschieden verhältnismässig hoch; der Unterschied in den Gehalten ist aber verständlicher Weise auch von Einfluss, wenn er auch nicht überwiegt.

Tabelle 13

Der Ausgleich von Nickelseigerungen in Stapelproben durch eine 48-stündige Diffusionsglühung bei 1150°.

Stapelprobe Nr.	Nickelseigerungen	Zeilenabstand mm	Restseigerung in % der Anfangsseigerung[1]	Verhältnis der Ni-Gehalte	Ätzbarkeit nach: Tab. 11	Gefügebefund
94	0,36:0,80 %	-	100	2,2	xxx	
"	"	0,03	1	1	./.	./.
"	"	0,05	2	1,03	./.	x
"	"	0,09	30	1,2	x	xxx
95	0,36:1,06 %	-	100	2,95	xxx	
"	"	0,03	1	1	./.	./.
"	"	0,045	1	1,02	./.	x
"	"	0,08	20	1,2	x	xxx

1) Berechnet nach dem Nomogramm für den Ausgleich von Manganseigerungen in Bild 53.

Zeichenerklärung:

./. keine Gefügezeiligkeit

x schwacher Unterschied im Ätzangriff

xxx starker Unterschied im Ätzangriff

Tabelle 14

Der Ausgleich von Phosphorseigerungen in Stapelproben durch eine Diffusionsglühung bei 1050°.

Stapel-probe Nr.	Phosphor-seigerung	Dauer der Diffusions-glühung h	Zeilen-abstand mm	Restseige-rung in % P nach Bild 54	Ätzbarkeit nach: Tab. 11	Gefüge-befund
16	0,011:0,149 %	-	0,08	0,138	xxx	xxx
"	"	1	"	0,012	xb.xx	xx
"	"	3,5	"	-	./.	./.
"	"	6	"	-	./.	./.
"	"	-	0,14	0,138	xxx	xxx
"	"	1	"	0,070	xxx	xxx
"	"	3,5	"	0,014	xb.xx	xx
"	"	6	"	-	./.	x
19	0,011:0,48 %	-	0,12	0,470	xxx	xxx
"	"	1	"	0,165	xxx	xxx
"	"	3,5	"	0,025	xb.xx	xxx
"	"	6	"	-	./.	xx
"	"	-	0,15	0,470	xxx	xxx
"	"	1	"	0,260	xxx	xxx
"	"	3,5	"	0,070	xxx	xxx
"	"	6	"	0,010	xb.xx	xx b. xxx

Zeichenerklärung:

./.	keine Gefügezeiligkeit
x	schwacher Unterschied im Ätzangriff
xx	mittlerer Unterschied im Ätzangriff
xxx	starker Unterschied im Ätzangriff

Tabelle 15 — Der Ausgleich von Schwefelseigerungen in Stapelproben durch eine Diffusionsglühung bei 1150°.

Stapelprobe Nr.	S %	Mn %	Mn-Gehalt des Mischkristalls[1] %	1. Versuchsreihe Verteilung der Sulfide in den entkohlten Stapelproben[2]	2. Versuchsreihe Gefüge in den Zeilen[3]
116				Kaum Sulfide vorhanden	Bis 0,04 mm Zeilenabstand keine Ferrit- u. Perlitzeilen
1. Zeile	0,006	0,30	0,29		
2. Zeile	0,005	0,01	0,00		
118				Gleichmässige Verteilung der Sulfide bis zu grossen Zeilenabständen.	Keine Gefügezeiligkeit
1. Zeile	0,111	0,01	0,00		
2. Zeile	0,005	0,01	0,00		
117				Gleichmässige Verteilung der Sulfide bis zu grossen Zeilenabständen	Bis 0,09 mm Zeilenabstand keine Ferrit- und Perlitzeilen
2. Zeile	0,100	0,27	0,11		
1. Zeile	0,006	0,30	0,29		
115				Bis zu grossen Zeilenabständen enthält nur die 1. Zeile Sulfide	Bis 0,09 mm Zeilenabstand keine Ferrit- und Perlitzeilen
1. Zeile	0,100	0,27	0,11		
2. Zeile	0,005	0,01	0,00		
119				Bis zu grossen Zeilenabständen enthält nur die 2. Zeile Sulfide	2. Zeile etwas perlitreicher. Perlit in der 1. Zeile stärker eingeformt.
2. Zeile	0,100	0,27	0,11		
1. Zeile	0,111	0,01	0,00		
120				Bis zu grossen Zeilenabständen enthält nur die 2. Zeile Sulfide	2. Zeile etwas perlitreicher. Perlit in der 1. Zeile stärker eingeformt.
2. Zeile	0,060	0,30	0,29		
1. Zeile	0,110	0,010	0,00		

1) Berechnet unter der Voraussetzung, dass der gesamte Schwefel als Mn-Sulfid abgebunden ist und dieses im Mittel 10 % FeS gelöst enthält.

2) Wärmebehandlung: 1150° (48^h) Ofen ab + 900° 30 min/W

3) Wärmebehandlung: 1150° (36^h) Ofen ab + 900° 30 min/0,4°/min

Gefügezeilen in dem untereutektoidischen

Stahl 34 Cr 4

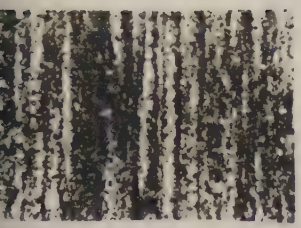


Bild: 1 100:1

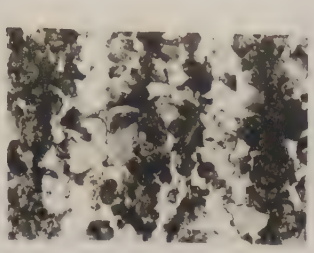


Bild: 2 500:1

Beh.: 880° 20 min./ 5°/min. ab

Ferrit- und Perlitzeilen

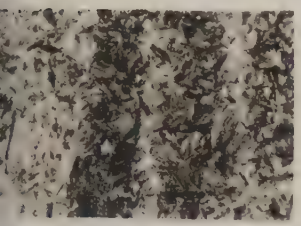


Bild: 3 500:1

Beh.: 880° 20 min./Luft

eilen mit Zwischenstufenge-
ge in martensitischer Grund-
sse.

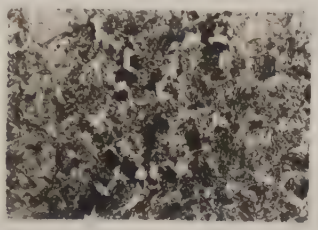


Bild: 4 500:1

Beh.: 880° 20 min./130°/min. ab

Zeilen mit Martensit und Zwischenstufengefüge neben Zeilen mit Ferrit, Perlit und Zwischenstufengefüge.

Ätzung: alkoholische Salpetersäure

Ferrit- und Perlitzeilen als Folge von Chromseigerungen in einem Stahl mit 0,30 % C, 1 % Mn u. 1 % Ni.

Behandlung: 900° 30 min./0,4°/min. ab

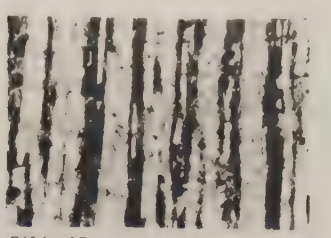


Bild: 17 100:1

ferritische Zeilen 0,11 % Cr,
perlitische Zeilen 0,40 % Cr
(Stapelprobe 72)

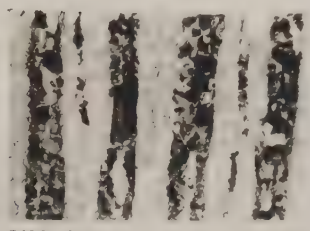


Bild: 18 100:1

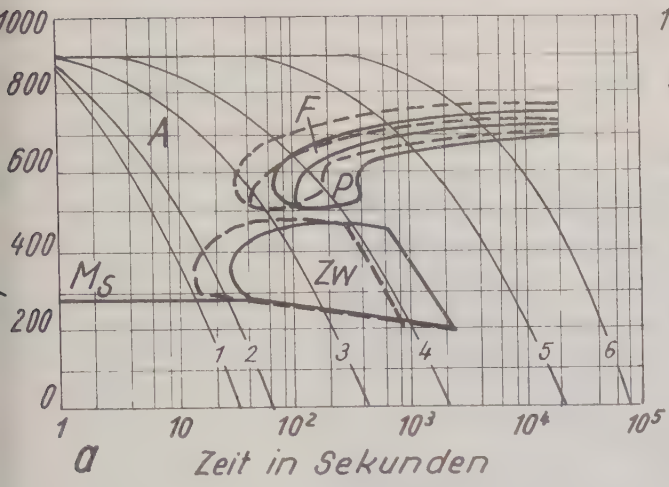
ferritische Zeilen 0,11 % Cr,
perlitische Zeilen 1,00 % Cr
(Stapelprobe 75)

Ätzung: alkoholische Salpetersäure

Bild: 9 5 : 1

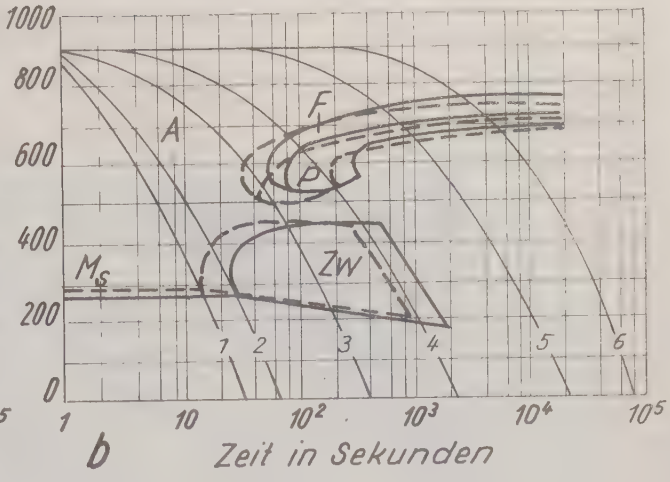
Durch Ätzung nach Oberhoffer sichtbar gemachte Phosphorverteilung in einer Stapelprobe. Dunkle Zeilen 0,011 % und helle Zeilen 0,48 % Phosphor (Stapelprobe 19).

Anomale Gefügezeiligkeit
Kurven 1-4 ohne | Kurven 5 u. 6 mit
Kohlenstoffentmischung



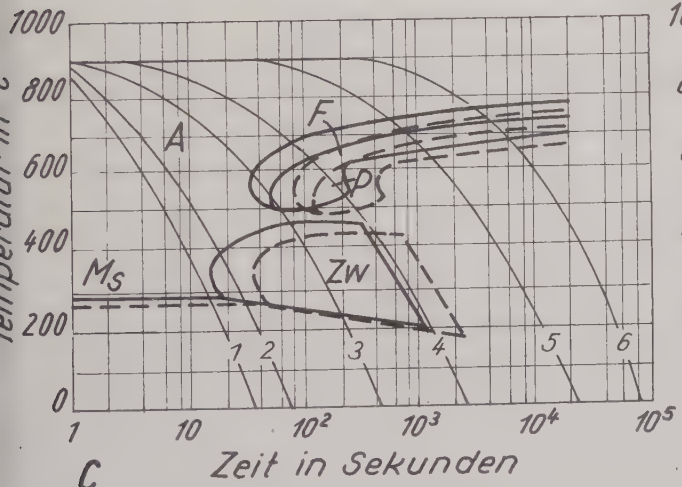
a

Gefügezeiligkeit
anomal | normal
Kurven 1-4 ohne | Kurven 5 u. 6 mit
Kohlenstoffentmischung



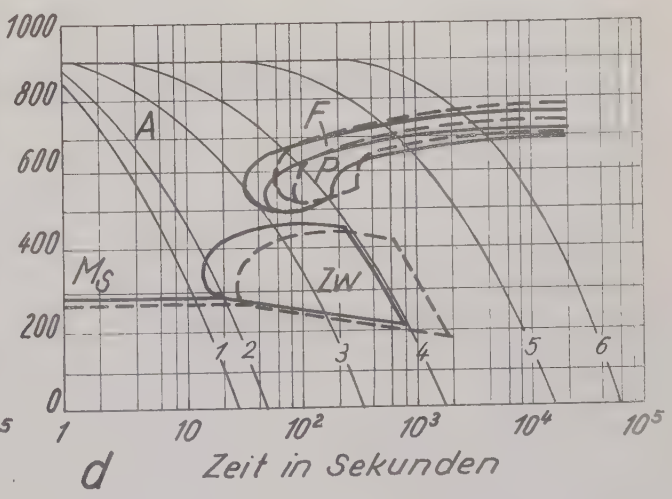
b

Normale Gefügezeiligkeit
Kurven 1-4 ohne | Kurven 5 u. 6 mit
Kohlenstoffentmischung



c

Gefügezeiligkeit
normal | anomal
Kurven 1-4 ohne | Kurven 5 u. 6 mit
Kohlenstoffentmischung



d

Auftreten der Zeiligkeit in legierungsarmen (gestrichelte Begrenzungslinien) oder legierungsreichen Gefügebereichen (ausgezogene Linien) bei der Umwandlung von Stahl (schematisch)

Bilder: 5a-d

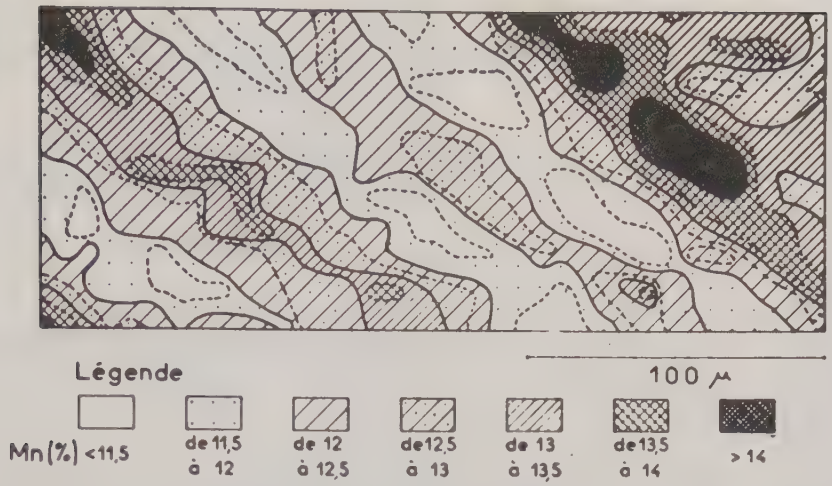
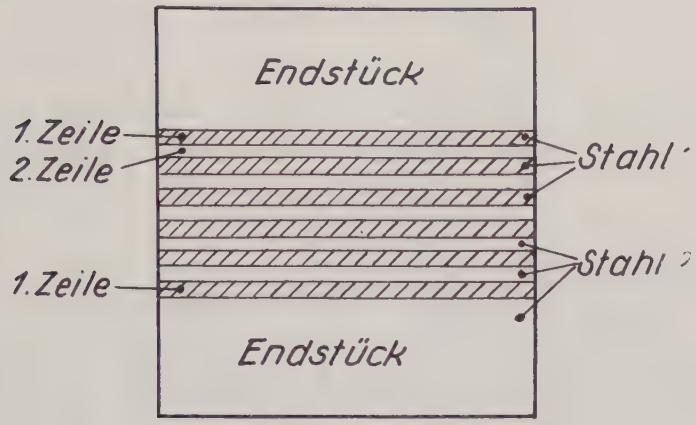


Fig. 52. Carte de la ségrégation du Mn dans un acier à 12,5 % de Mn. Les courbes «isotitriques» sont tracées tous les 0,5 %.

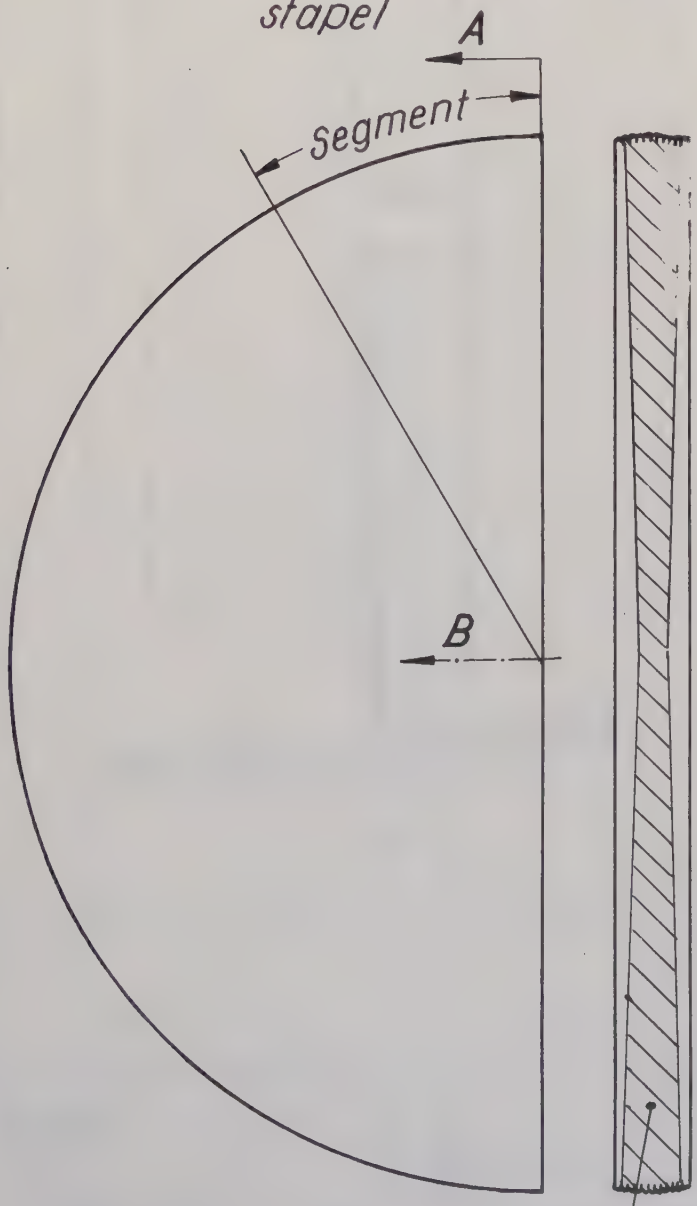
Bild: 6

Die Manganverteilung in einem Manganhartstahl nach Philibert. (38)

Schnittbild eines veschweißten nic[illegible] verformten und eines verschweißten und verfor[illegible]en Plättchenstapels.

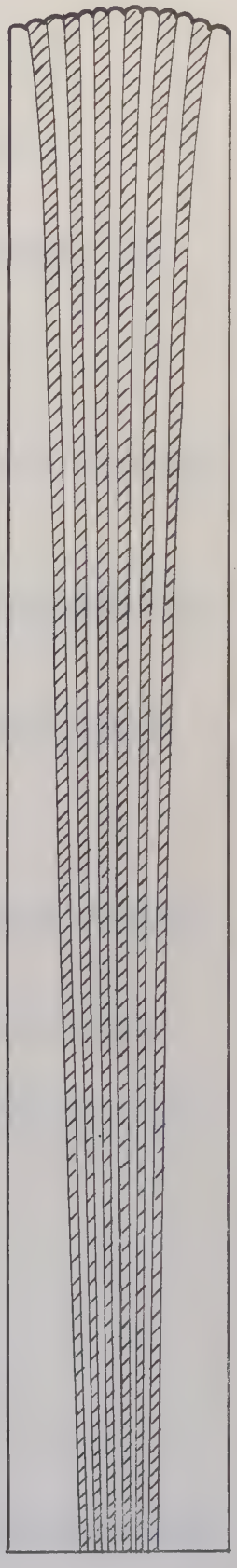


nicht verformtes Plättchen-stapel



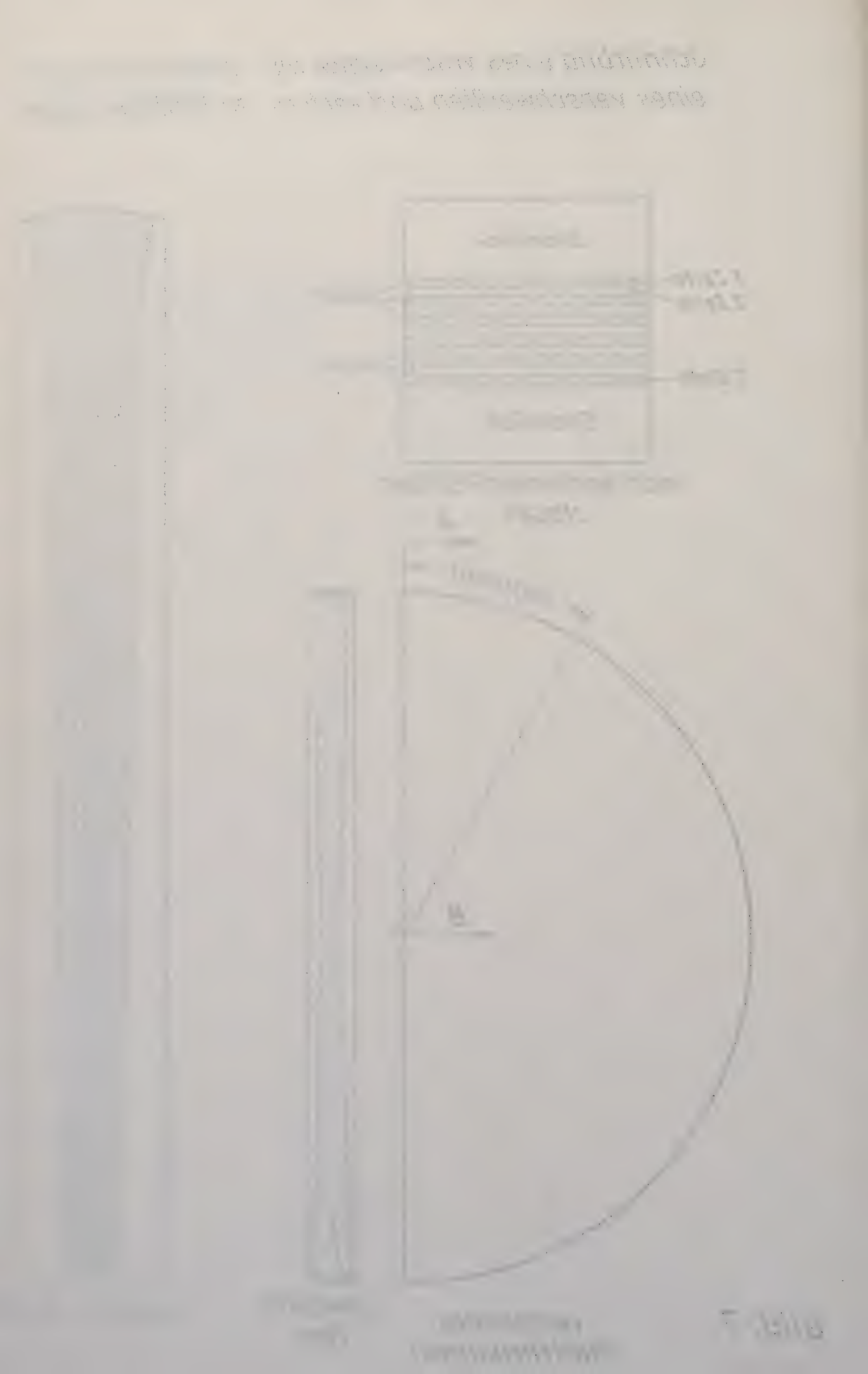
verformtes Plättchenstapel

geseigerte Zone



Schnitt: A-B

Bild: 7



Schematische Darstellung der Handpresse zum Schweißen der Stapelproben.

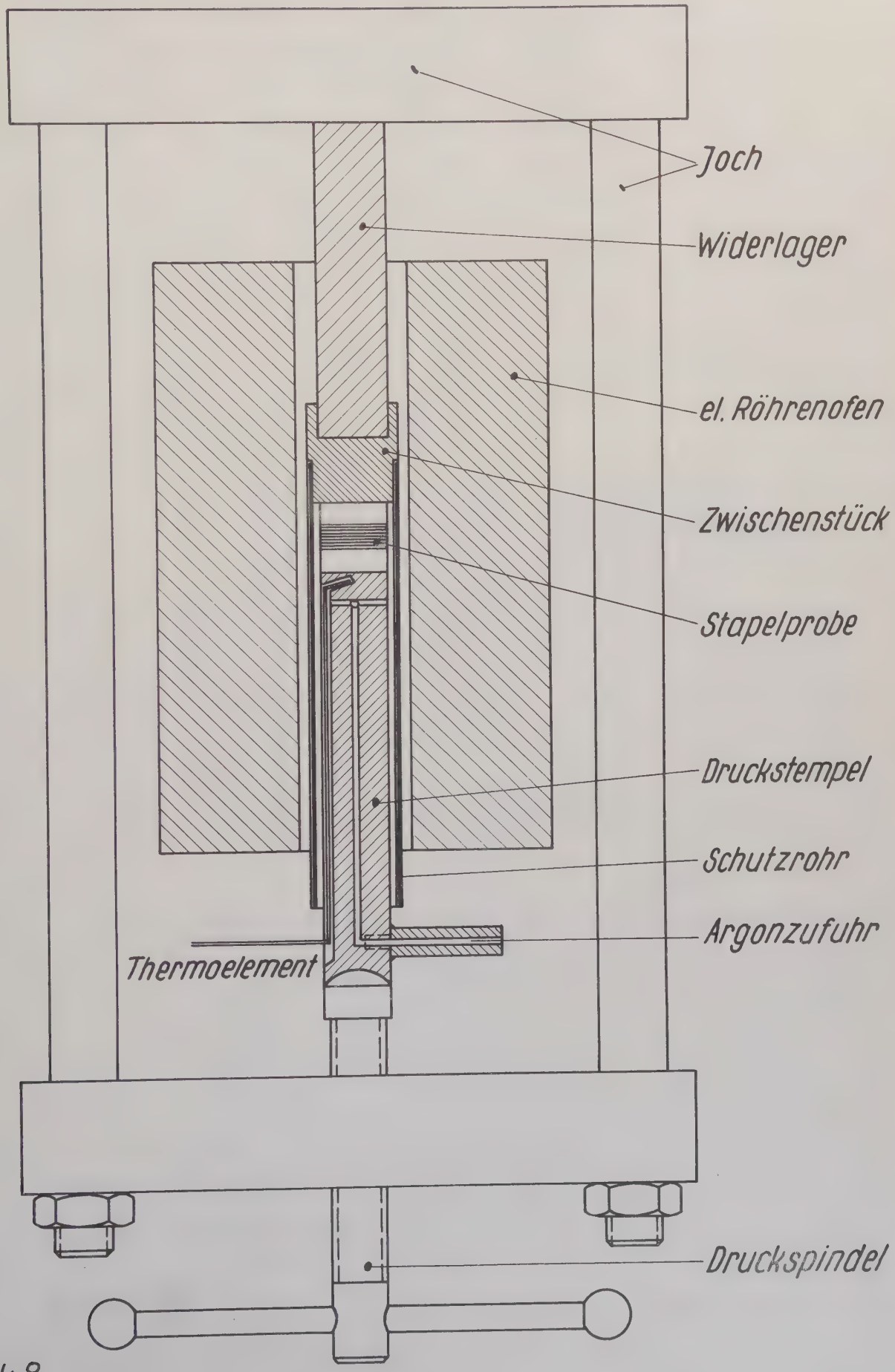


Bild: 8

Der kritische Zeilenabstand bei der Bildung von Ferrit- und Perlitzeilen.

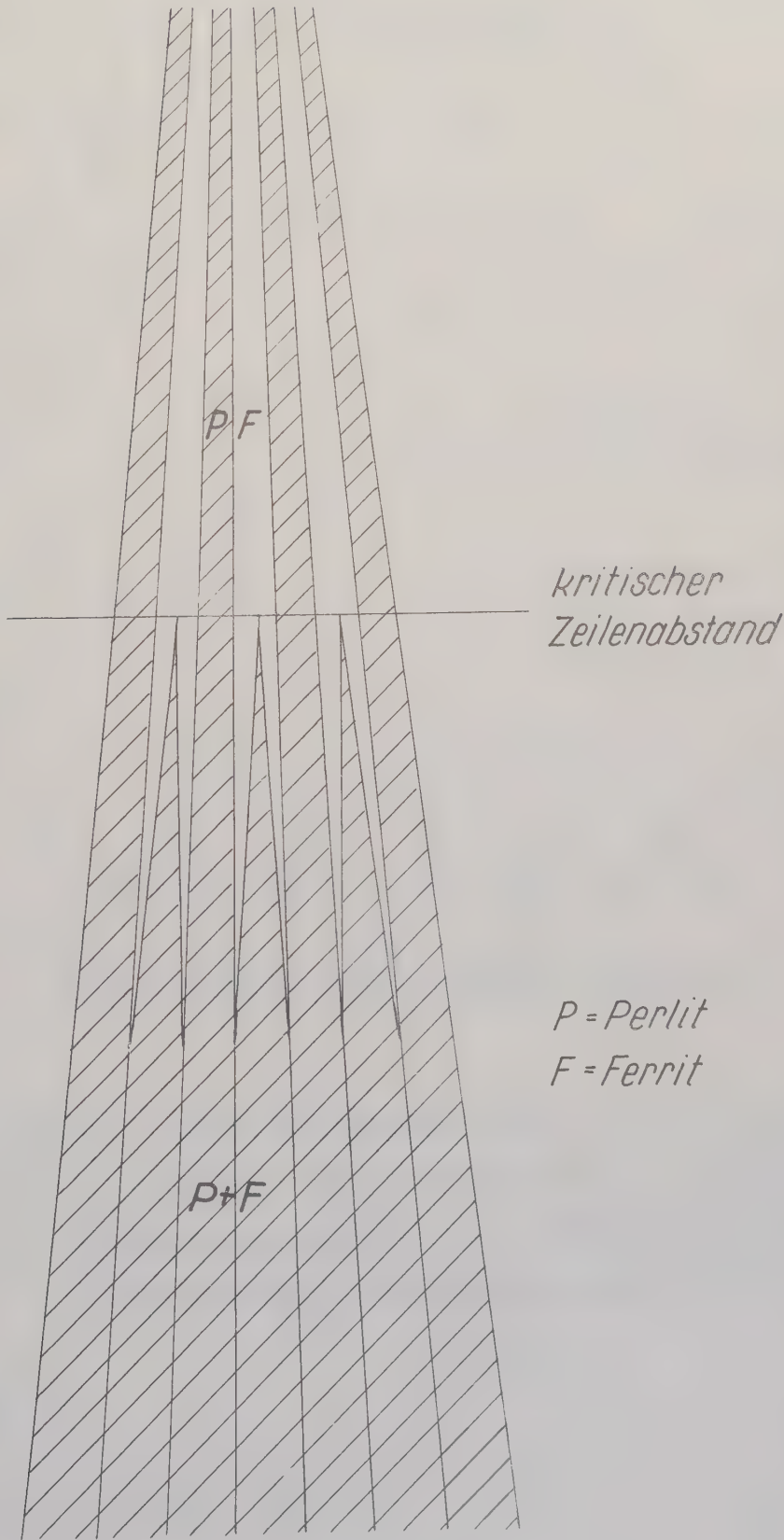
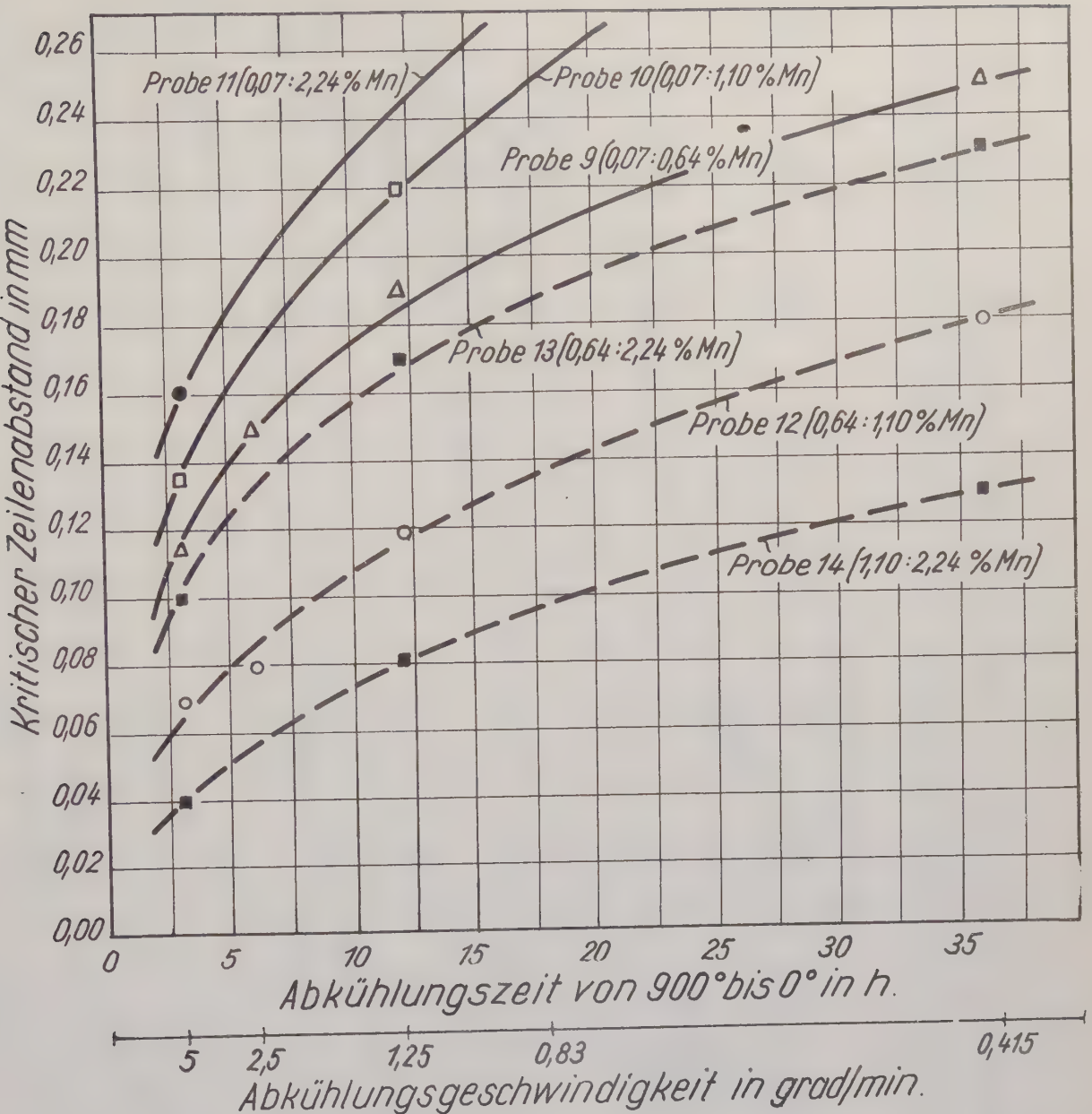


Bild: 10



Einfluß der Abkühlungszeit bzw. -geschwindigkeit auf den kritischen Zeilenabstand in Stapelproben aus Stählen mit 0,25 % C und Mangangehalten zwischen 0,07 und 2,24 % in den Zeilen.

Bild: 11

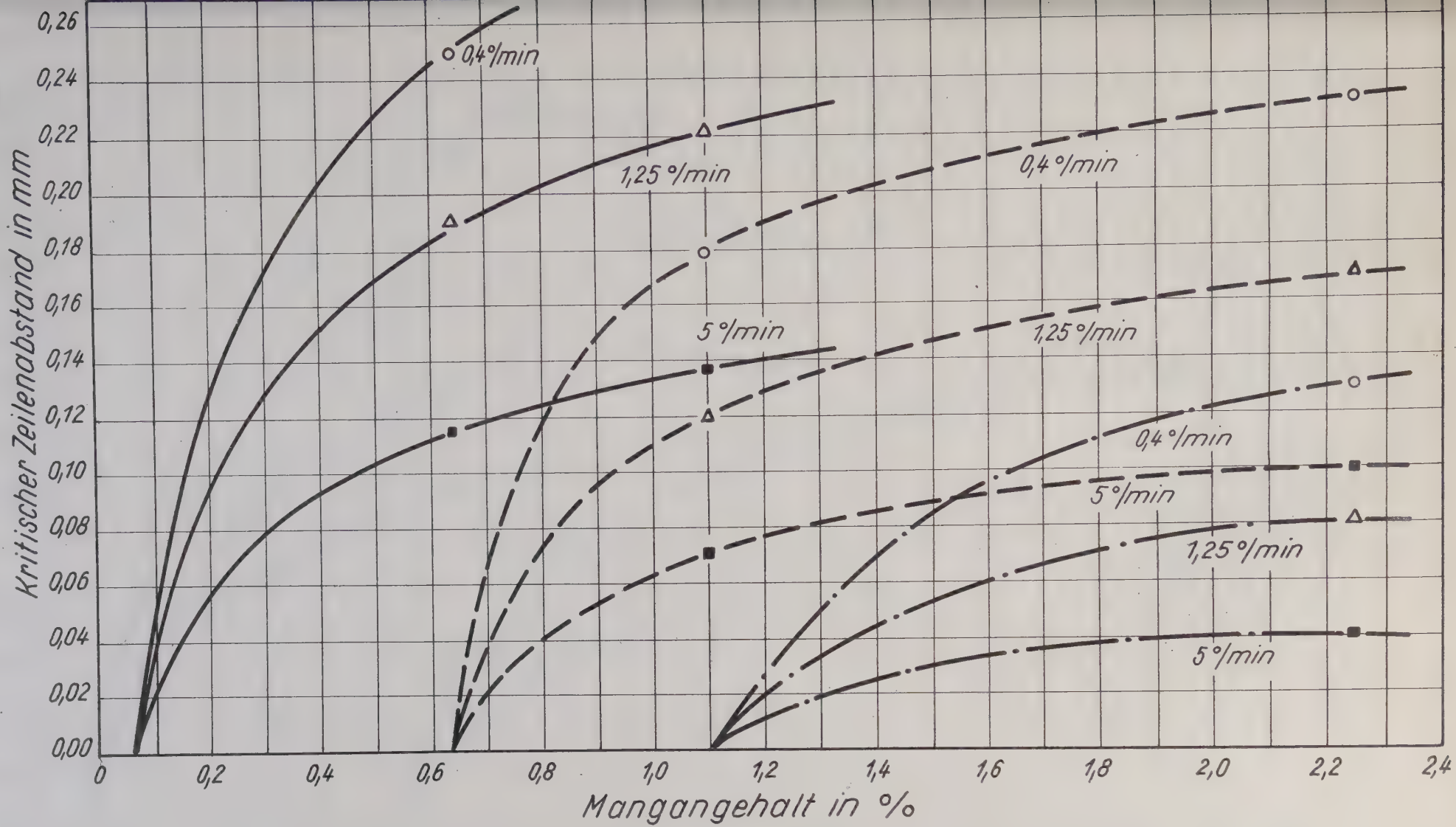


Bild:12 Abhängigkeit des kritischen Zeilenabstandes vom Mangangehalt der Zeilen aus Stählen mit 0,25 % C und 0,07 bis 2,24 % Mn nach unterschiedlicher Abkühlung von 900°C.

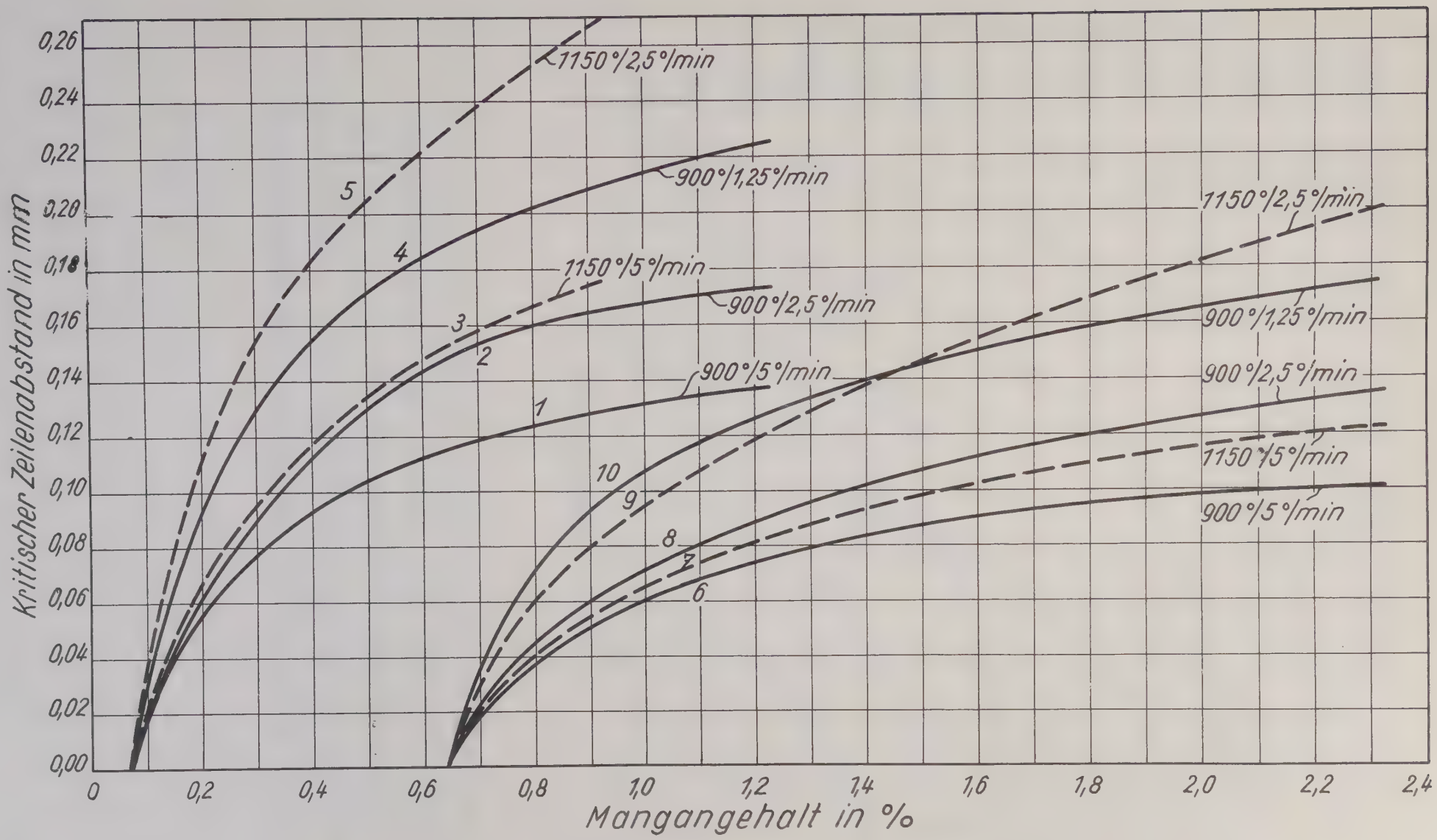
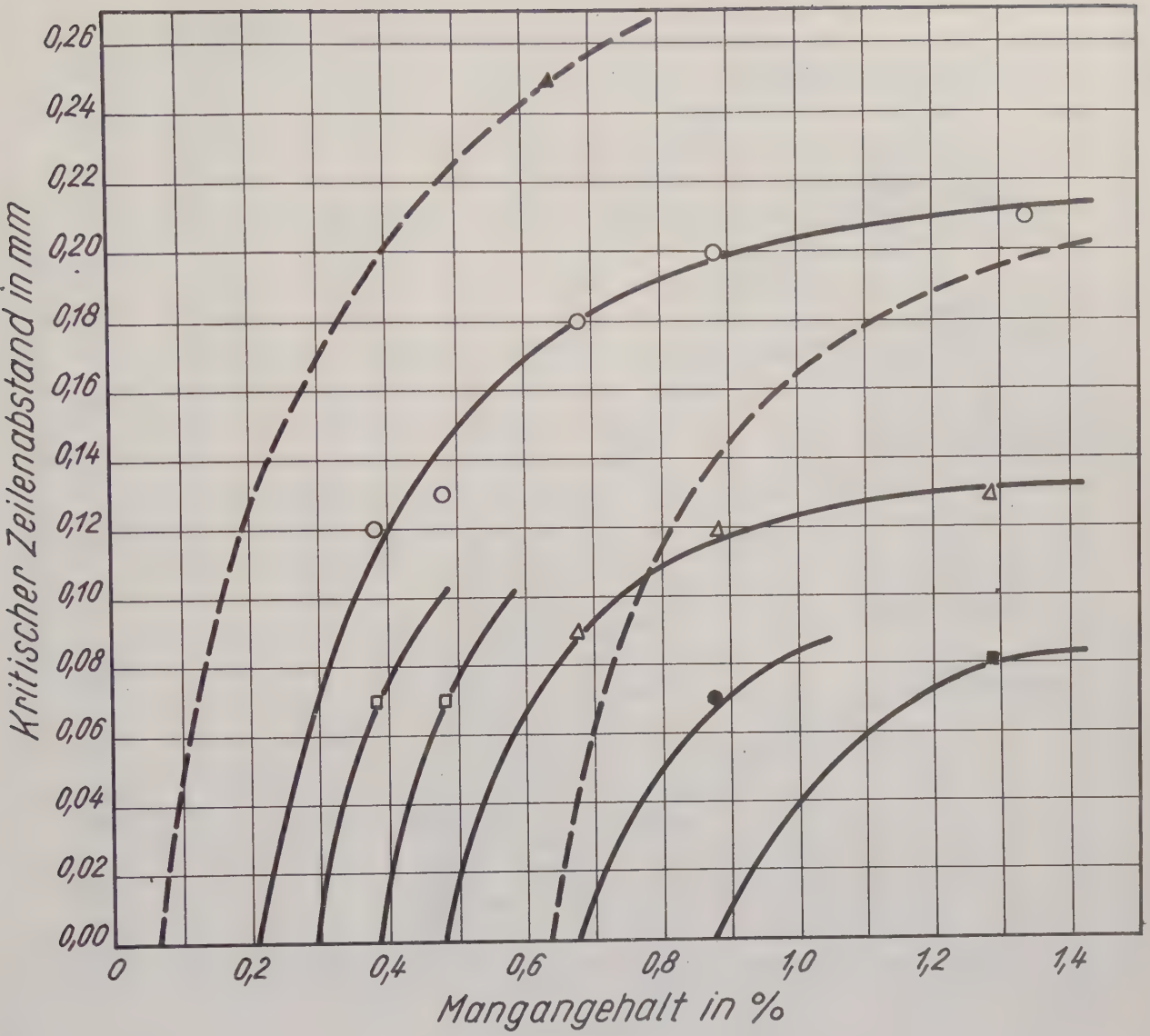
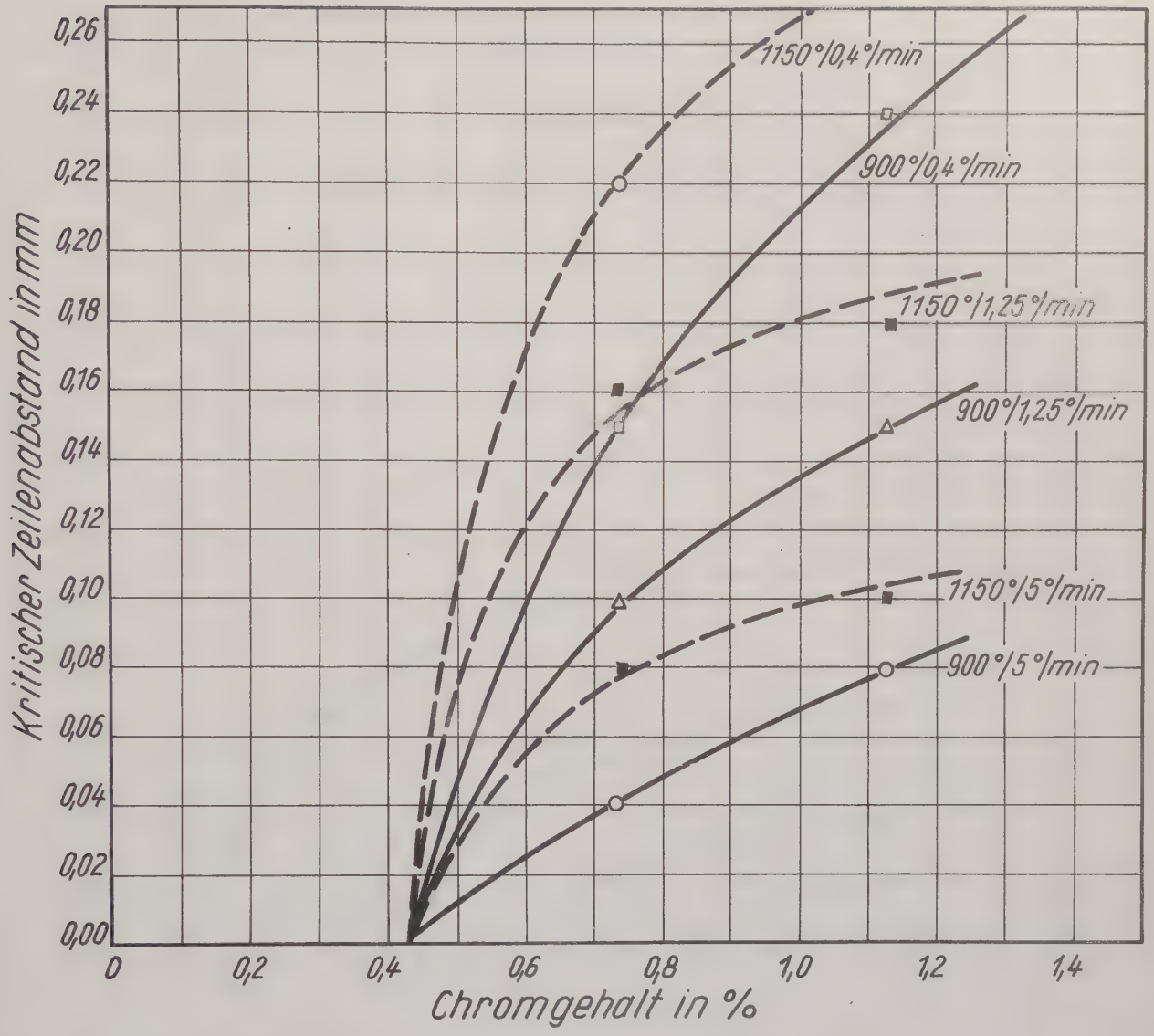


Bild:13 Abhängigkeit des kritischen Zeilenabstandes vom Mangangehalt der Zeilen aus Stählen mit 0,25 % C und 0,07 bis 2,24 % Mn nach unterschiedlicher Abkühlung von 900 und 1150°C.



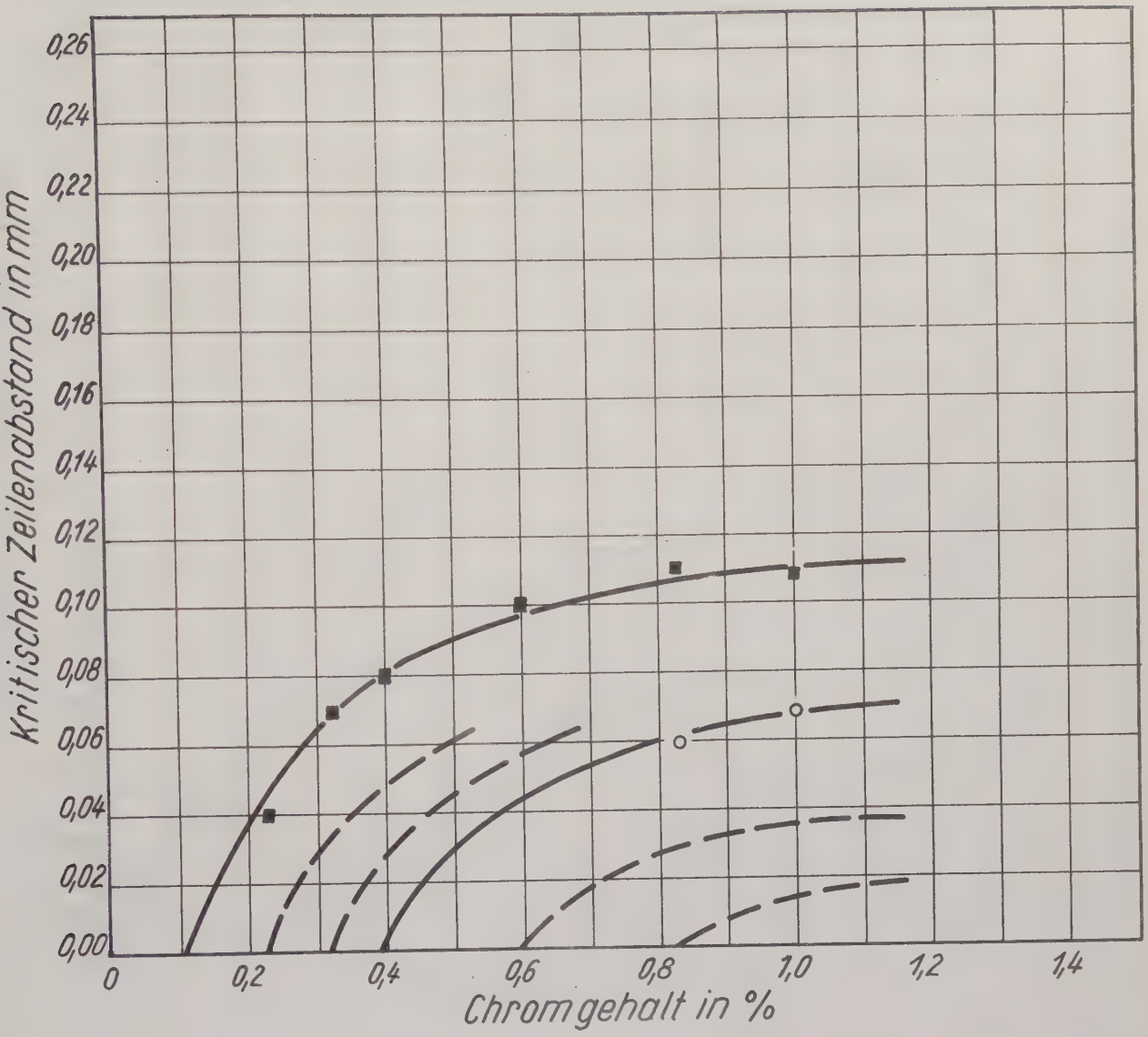
Abhängigkeit des kritischen Zeilenabstandes vom Mangangehalt der Zeilen aus Stählen mit 0,25% C und 0,07 bis 2,24 % Mn (gestrichelte Kurven) und aus Stählen mit 0,2% C, 1% Cr, 1% Ni und 0,21 bis 1,28 % Mn (ausgezogene Kurven) nach Abkühlung mit 0,4°/min von 900°

Bild: 14



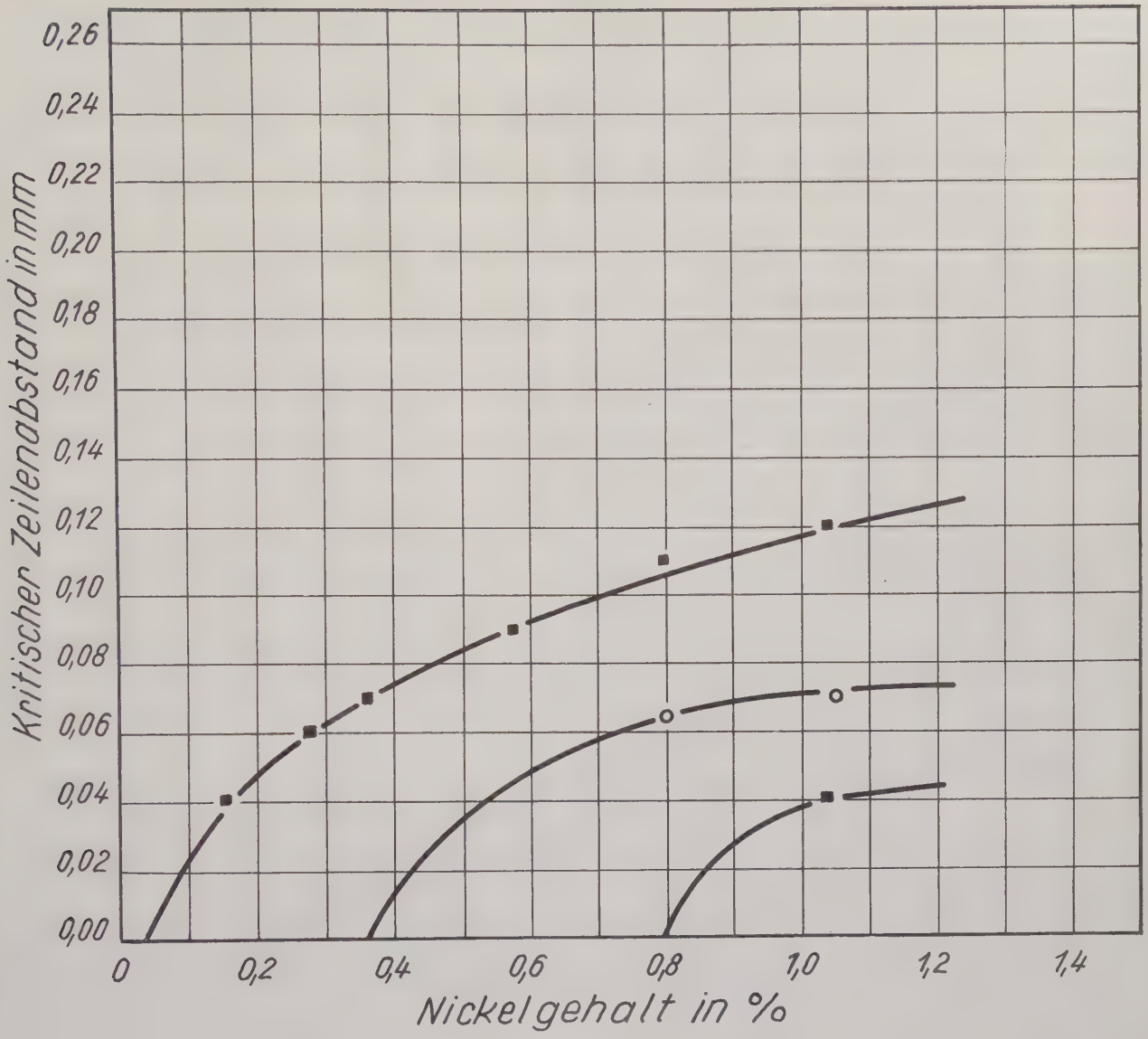
Abhängigkeit des kritischen Zeilenabstandes vom Chromgehalt der Zeilen aus Stählen mit 0,15 % C, 1 % Mn und 0,43 bis 1,13 % Cr nach unterschiedlicher Abkühlung von 900° und 1150°C.

Bild: 15



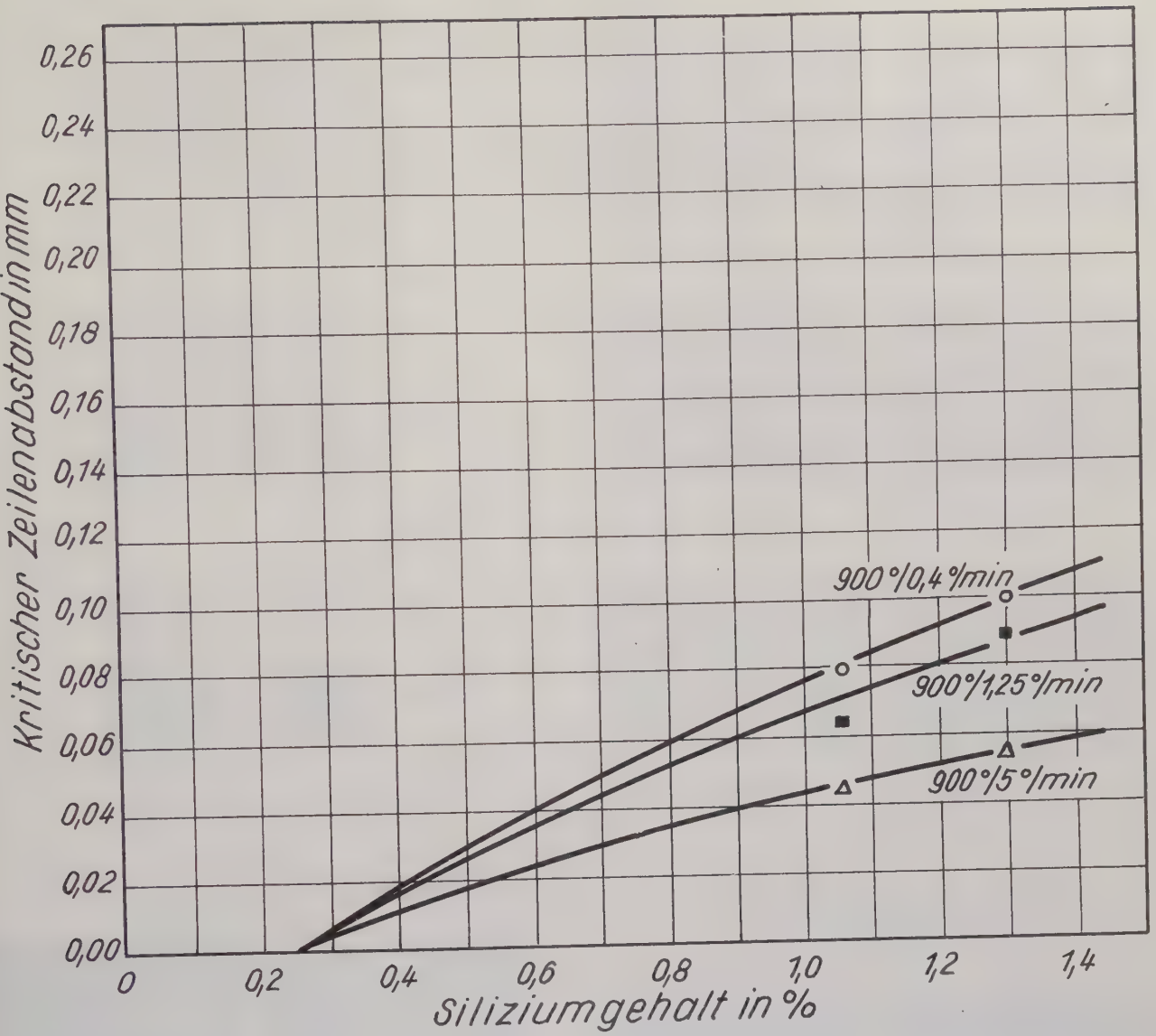
Abhängigkeit des kritischen Zeilenabstandes vom Chromgehalt der Zeilen aus Stählen mit 0,2 %C, 1 %Mn, 1 %Ni und 0,11 bis 1,0 % Cr nach Abkühlung mit 0,4 %/min von 900 °C.

Bild: 16



Abhängigkeit des kritischen Zeilenabstandes vom Nickelgehalt der Zeilen aus Stählen mit 0,2 % C, 1,0 % Mn, 1,0 % Cr und 0,06 bis 1,06 % Ni nach Abkühlung mit 0,4 °/min von 900 °C.

Bild: 19

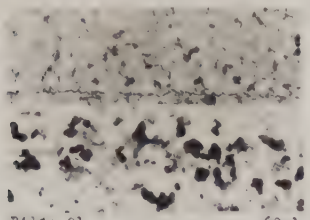


Abhängigkeit des kritischen Zeilenabstandes vom Siliziumgehalt der Zeilen aus Stählen mit 0,25% C, 1,4% Mn, 1,1% Cr und 0,25 bis 1,30% Si nach unterschiedlicher Abkühlung von 900°C.

Bild: 20

Gefügezeilen durch Phosphorseigerungen in Fe-P-C-Legierungen mit 0,30 % C.

Behandlung: 900° 30 min., 0,4°/min. ab

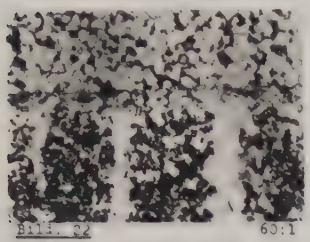


HNO_3

Oberhoffer

Bild: 21 60:1

Fe-P-C-Legierung mit 0,005 % P

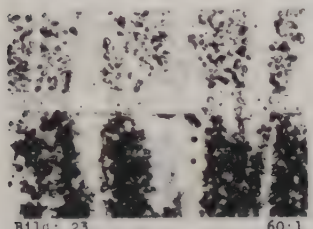


HNO_3

Oberhoffer

Bild: 22 60:1

Fe-P-C-Legierung mit 0,025 % P



HNO_3

Oberhoffer

Bild: 23 60:1

Fe-P-C-Legierung mit 0,073 % P

Ätzung: alkoholische Salpetersäure und nach Oberhoffer

Der Einfluss von Schwefelseigerungen auf die Verteilung von Ferrit und Perlit im Gussgefüge.

Behandlung: 900° 30 min./0,4°/min. ab

Stahl mit 0,33 % C und 0,40 % Mn

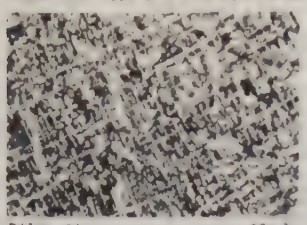


Bild: 24 20:1

Schwefelgehalt 0,005 %

Anomale Gefügeanordnung

Stahl mit 0,30 % C und 0,52 % Mn

Bild: 27 20:1

Schwefelgehalt 0,005 %

Anomale Gefügeanordnung

Bild: 25 20:1

Schwefelgehalt 0,028 %

Normale und anomale Gefügeanordnung

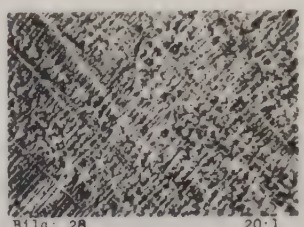


Bild: 28 20:1

Schwefelgehalt 0,029 %

Anomale Gefügeanordnung

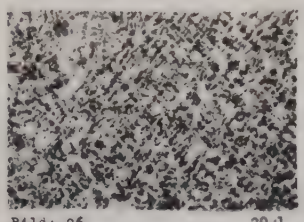


Bild: 26 20:1

Schwefelgehalt 0,040 %

Normale Gefügeanordnung

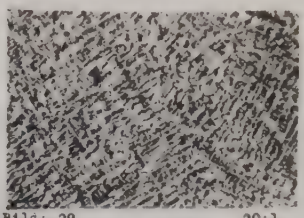


Bild: 29 20:1

Schwefelgehalt 0,038 %

Weitgehend normale Gefügeanordnung

Ätzung: alkoholische Salpetersäure

Die Entmischung des Kohlenstoffs durch Manganseigerungen beim Anlassen.

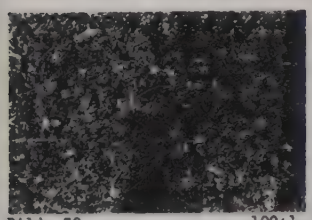


Bild: 30 100:1

Beh.: 900° 30 min./NaOH-Lösung

helle Zeilen 1,10 % Mn,

dunkle Zeilen 0,07 % Mn

(Stapelprobe 10)

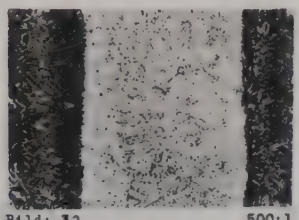


Bild: 32 500:1

Beh.: 900° 30 min./NaOH-Lösung + 650° 1h/Luft

helle Zeilen 0,07 % Mn,

dunkle Zeilen 1,10 % Mn

(Stapelprobe 10)

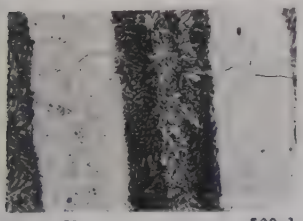


Bild: 31 500:1

Beh.: 900° 30 min./NaOH-Lösung + 650° 1h/Luft

helle Zeilen 0,07 % Mn,

dunkle Zeilen 1,10 % Mn

(Stapelprobe 10)

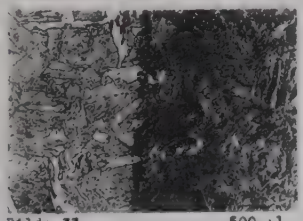


Bild: 33 500 :1

Beh.: 900° 30 min./NaOH-Lösung + 650° 8h/Luft

helle Zeilen 0,21 % Mn,

dunkle Zeilen 1,28 % Mn

(Stapelprobe 62)

Die Entmischung des Kohlenstoffs durch Chromseigerungen beim Anlassen.

(Härtungsgefüge)

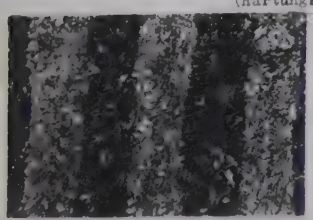


Bild: 34 100:1

Beh.: 900° 30 min./NaOH-Lösung

helle Zeilen 0,60 % Cr, dunkle Zeilen 0,11 % Cr (Stapelprobe 73)

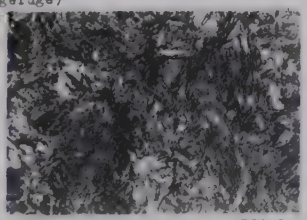


Bild: 35 500:1

Ätzung: alkoholische Salpetersäure

Die Entmischung des Kohlenstoffs durch Chromseigerungen beim Anlassen.

(Vergütungsgefüge)

Behandlung: 900° 30 min./NaOH + 650° 8h/Luft

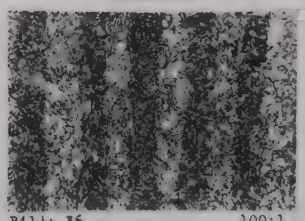


Bild: 36 100:1

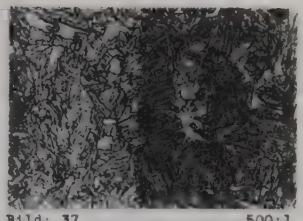


Bild: 37 500:1

helle Zeilen 0,11 % Cr, dunkle Zeilen 0,32 % Cr (Stapelprobe 71)

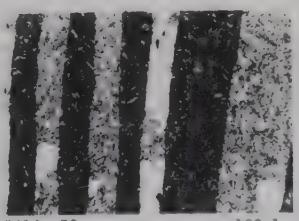


Bild: 38 100:1

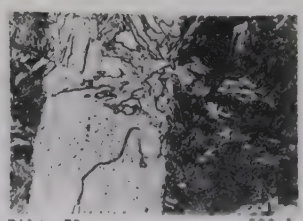


Bild: 39 500:1

helle Zeilen 0,11 % Cr, dunkle Zeilen 0,60 % Cr (Stapelprobe 73)

Bild: 40 100:1

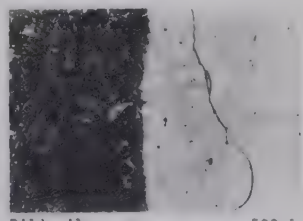
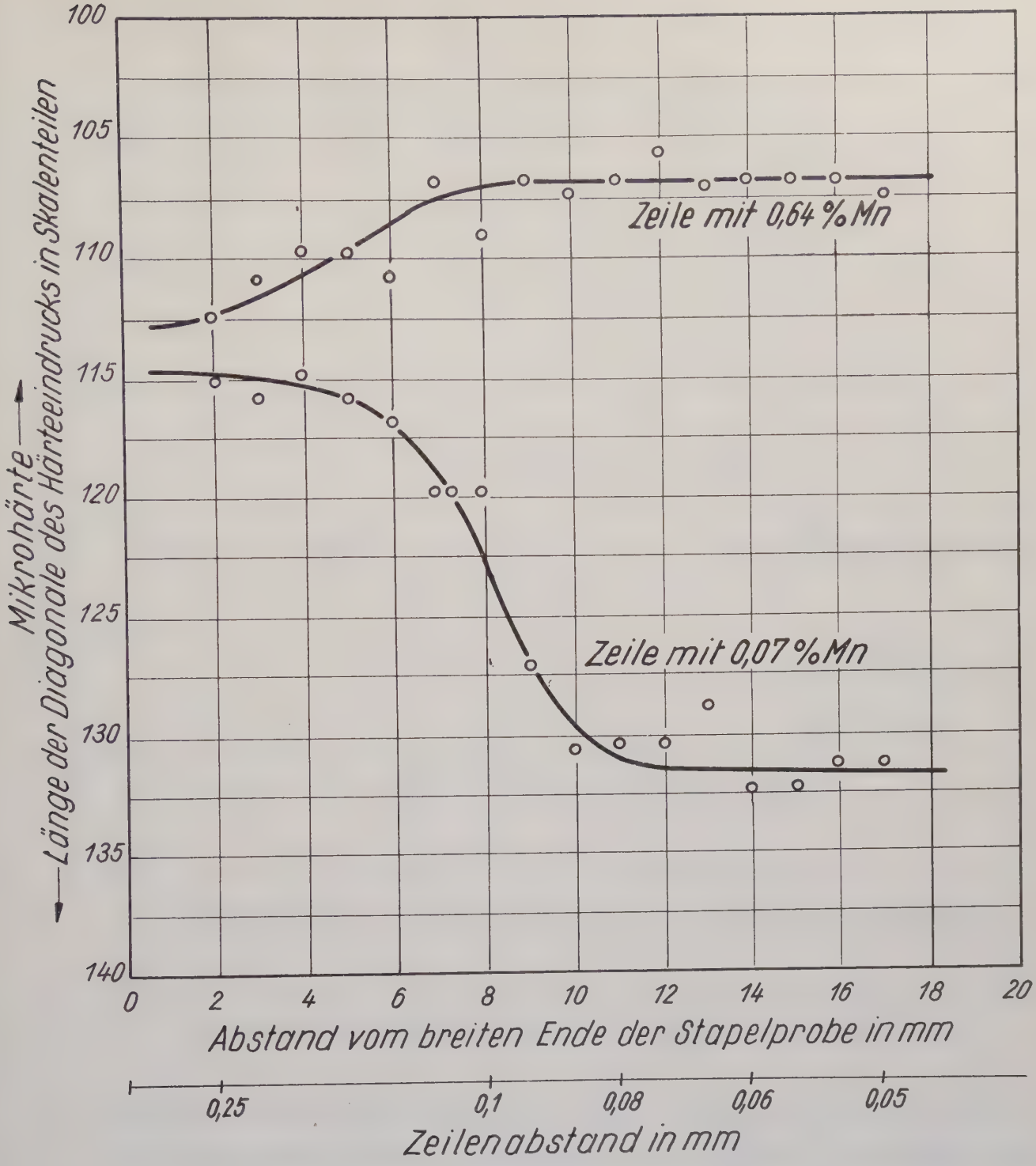


Bild: 41 500:1

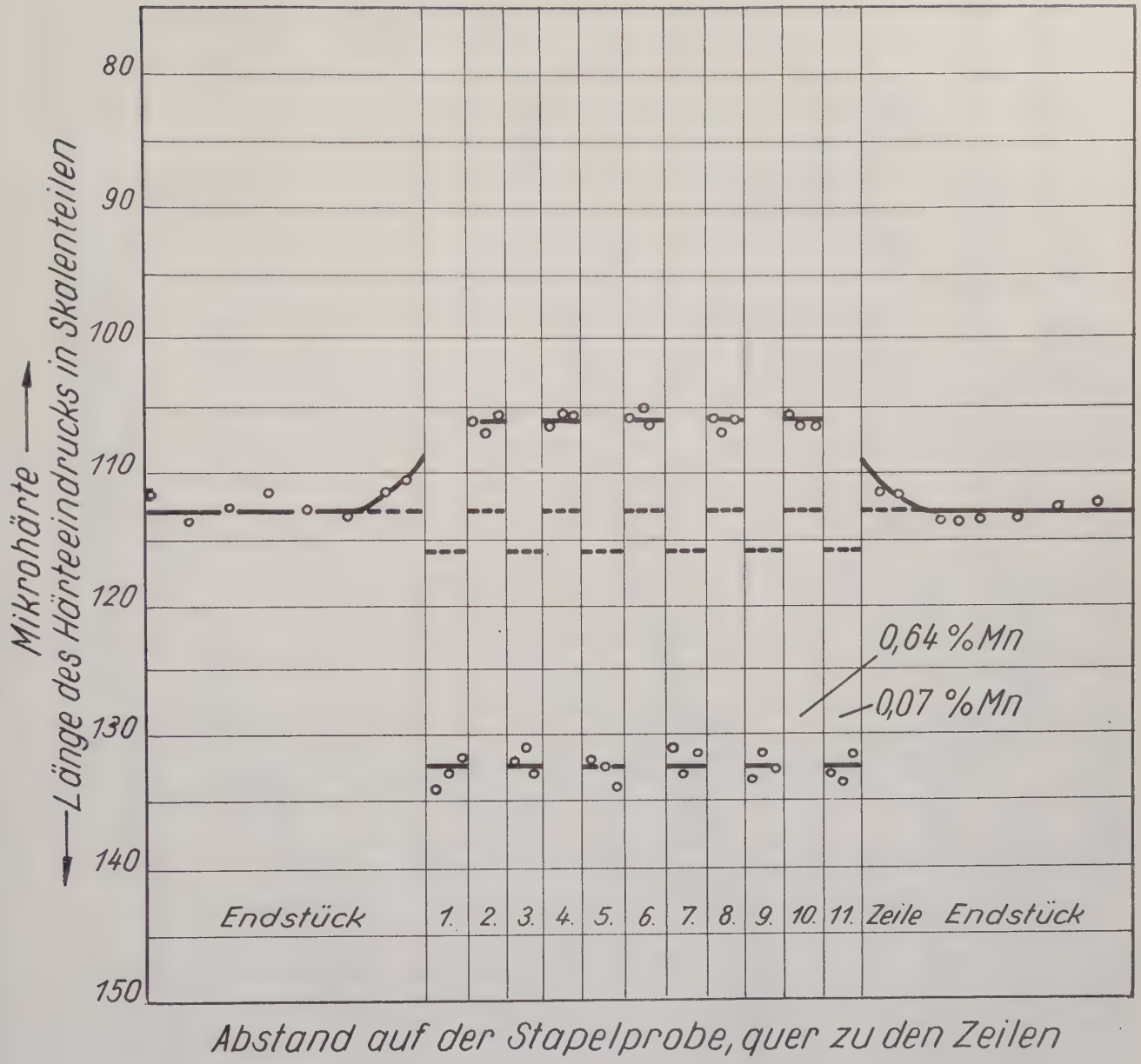
helle Zeilen 0,11 % Cr, dunkle Zeilen 1,00 % Cr (Stapelprobe 75)

Ätzung: alkoholische Salpetersäure



Abhängigkeit der Mikrohärte vom Zeilenabstand in der Stapelprobe 9 aus Stählen mit 0,27 % C, 0,32 % Si und 0,07 bzw. 0,64 % Mn.
Wärmebeh.: 900 °(30 min)/Na OH-Lsg. + 650 °(2 h)/Luft

Bild: 42



Verlauf der Mikrohärte quer zu den Zeilen in der Stapelprobe 9 aus Stählen mit 0,27 % C, 0,32 % Si und 0,07 (1. Zeile) bzw. 0,64 % Mn (2. Zeile).
Wärmebeh.: 900° (30 min)/NaOH-Lsg. + 650° (2h)/Luft

Bild: 43

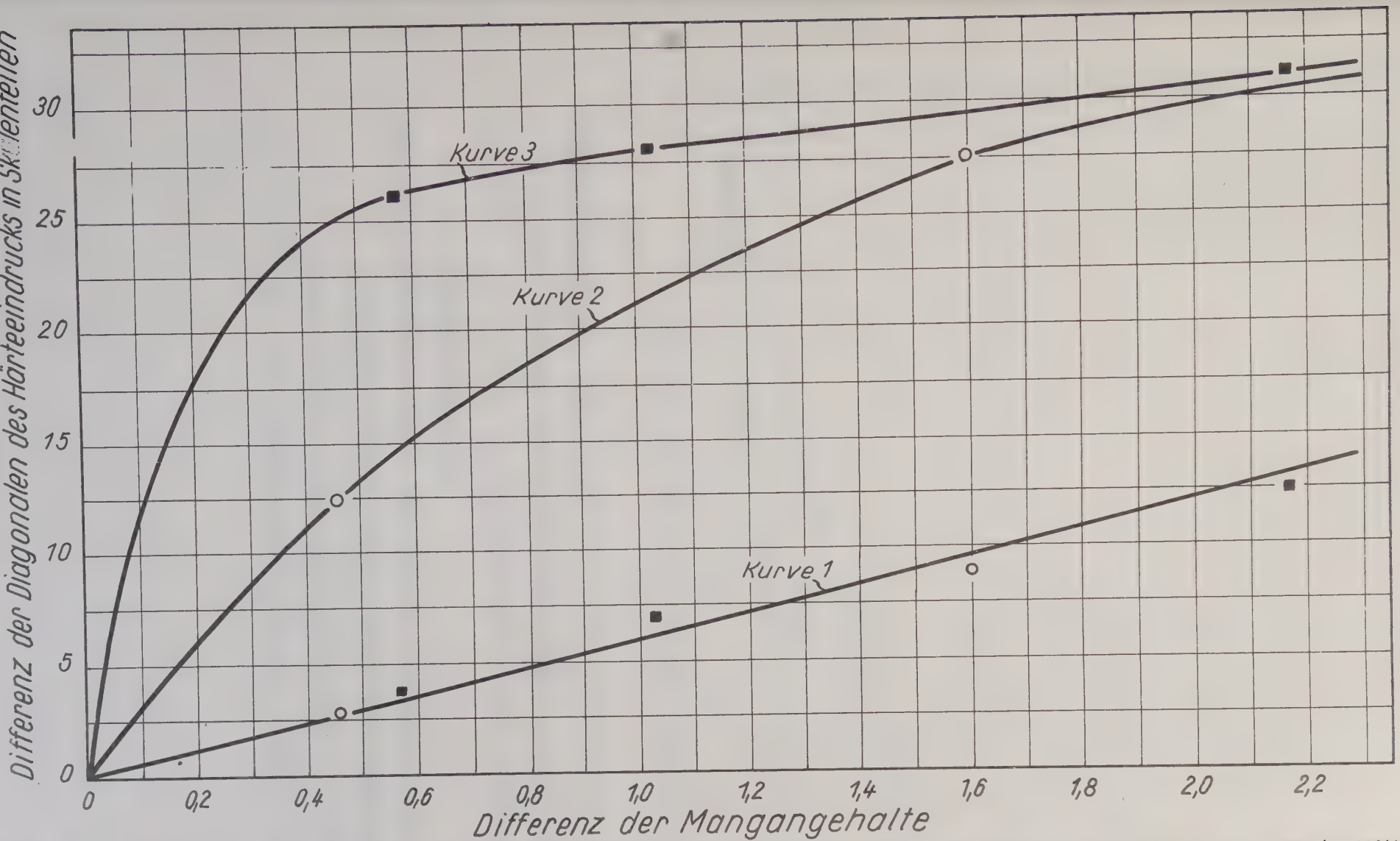
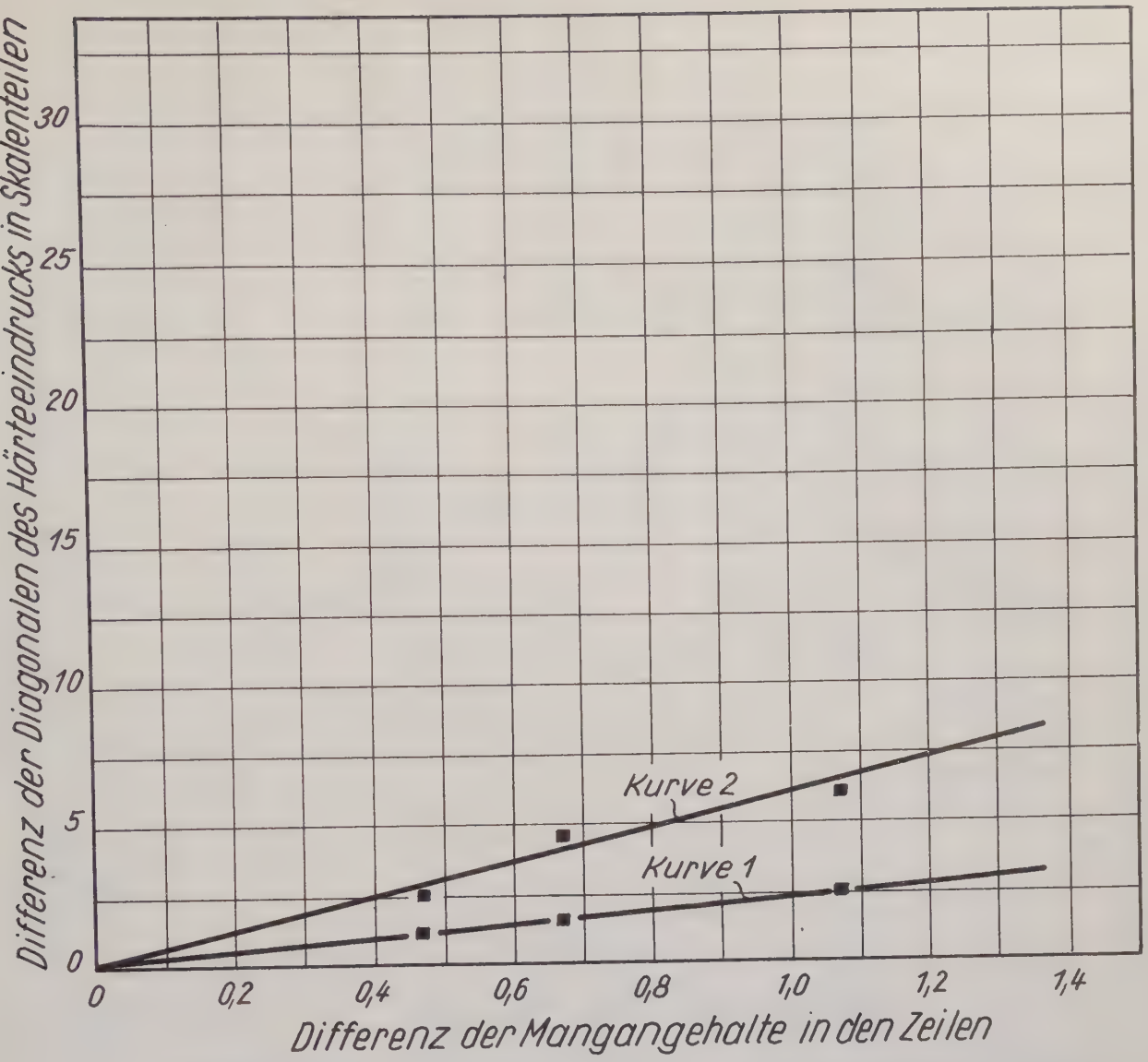


Bild: 44 Die Entmischung des Kohlenstoffs durch Anlassen in Stapelproben aus Stählen mit 0,25 % C und 0,07 bis 2,24 % Mn.
Kurve 1: Zunahme der Anlaßhärte mit steigendem Mangangehalt.
Kurve 2 u. 3: Unterschied der Härte in den Zeilen nach vollständiger Entmischung für Mangangehalte von 0,64 % (Kurve 2) und 0,07 % (Kurve 3) in der manganärmeren Zeile.
Wärmebehandlung: 900°(30 min) NaOH-Lsg. + 650°(2 h)/Luft.



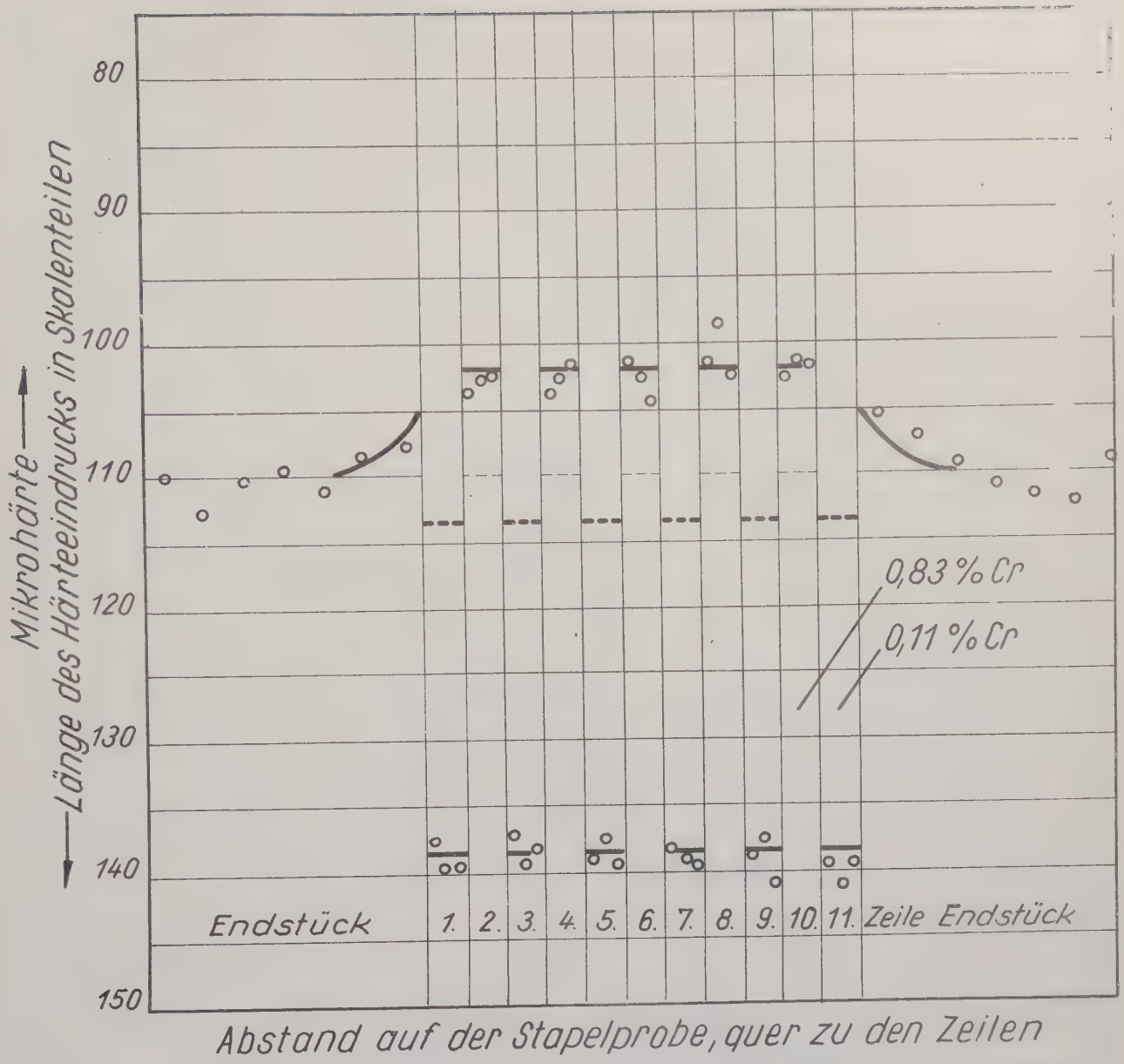
Die Entmischung des Kohlenstoffs durch Anlassen in Stapelproben aus Stählen mit 0,2 % C, 1 % Cr, 1 % Ni und 0,21 bis 1,28 % Mn.

Kurve 1: Zunahme der Anlaßhärte mit steigendem Mangangehalt

Kurve 2: Unterschied der Härte in den Zeilen nach vollständiger Entmischung für einen Mangangehalt von 0,21 % in der manganärmeren Zeile.

Wärmebeh.: 900° (30 min)/Na OH-Lsg + 650° (8 h)/Luft

Bild: 45



Verlauf der Mikrohärte quer zu den Zeilen in der Stapelprobe 74 aus Stählen mit 0,2 % C, 1 % Mn, 1 % Ni und 0,11 (1. Zeile) bzw. 0,83 % Cr (2. Zeile).
Wärmebeh.: 900° (30 min)/Na OH-Lsg. + 650° (8h)/Luft

Bild: 46

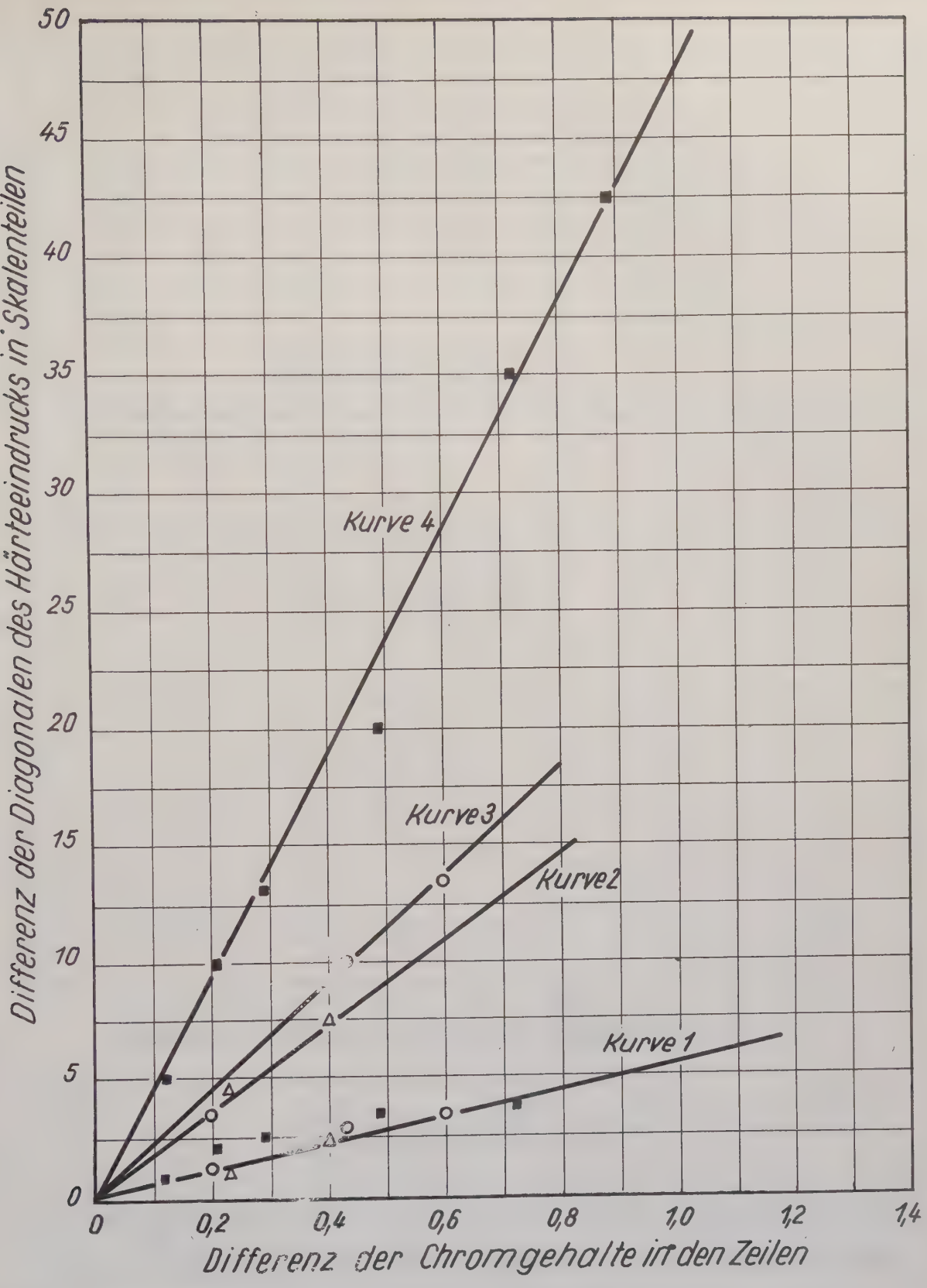
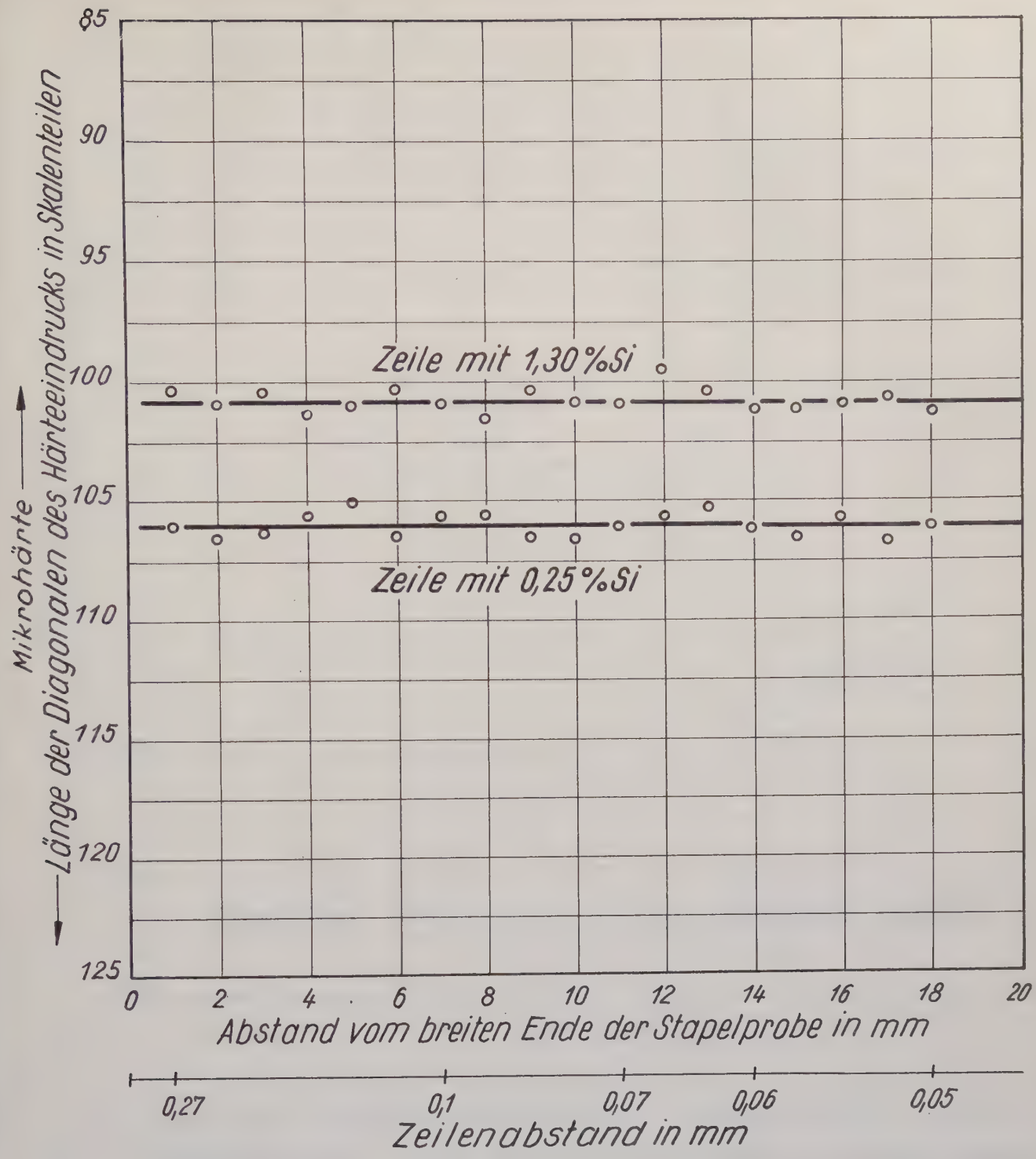
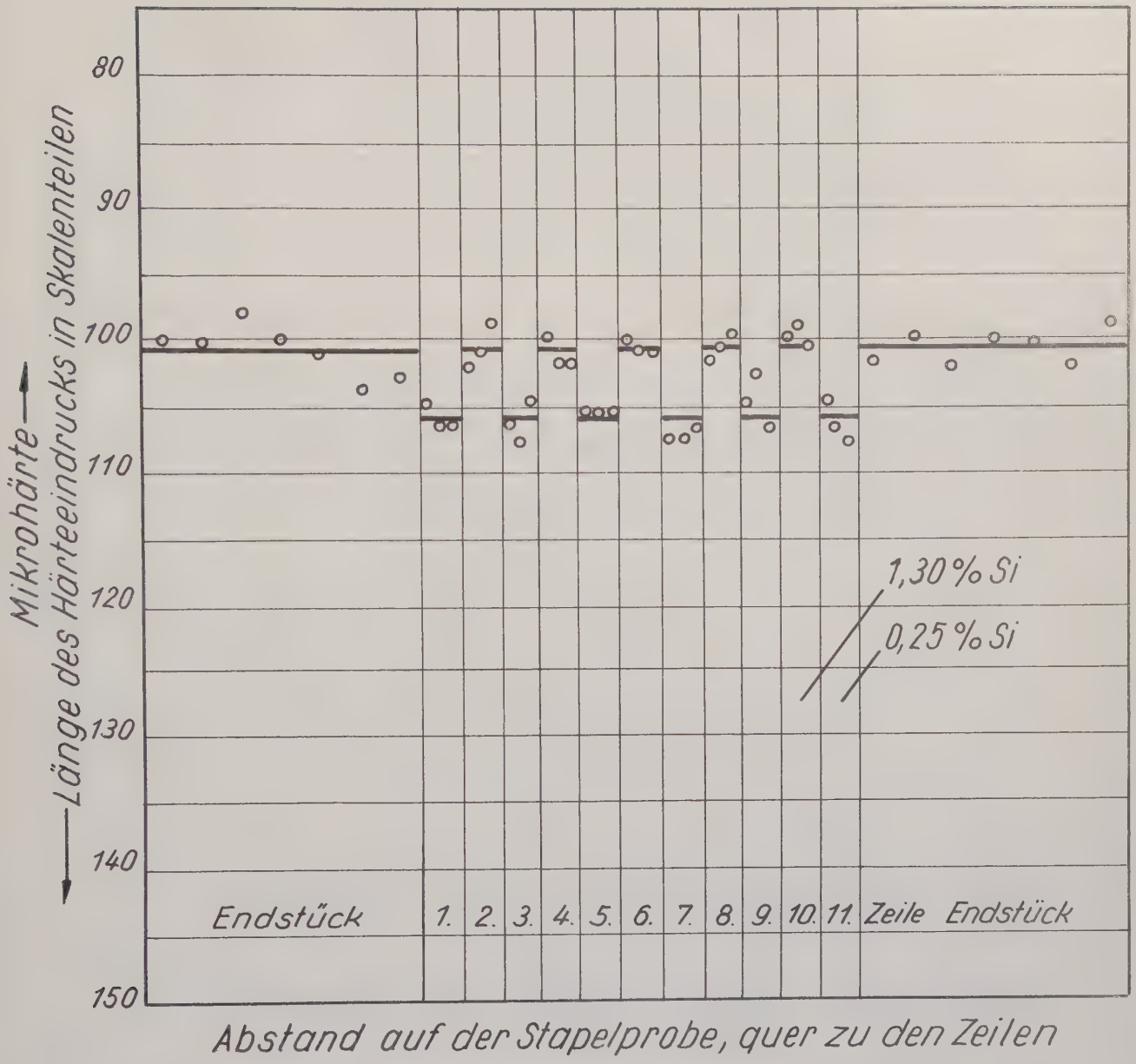


Bild: 47 Die Entmischung des Kohlenstoffs durch Anlassen in Stapelproben aus Stählen mit 0,2% C, 1% Mn, 1% Ni und 0,11 bis 1% Cr.
Kurve 1: Zunahme der Anlaßhärte mit steigendem Chromgehalt.
Kurve 2-4: Unterschied der Härte in den Zeilen nach vollständiger Entmischung für Chromgehalte von 0,60 (Kurve 2), 0,40 (Kurve 3) und 0,11% (Kurve 4) in der chromärmeren Zeile.
Wärmebeh.: 900° (30 min) Na OH-Lsg. + 650° (8h)/Luft.



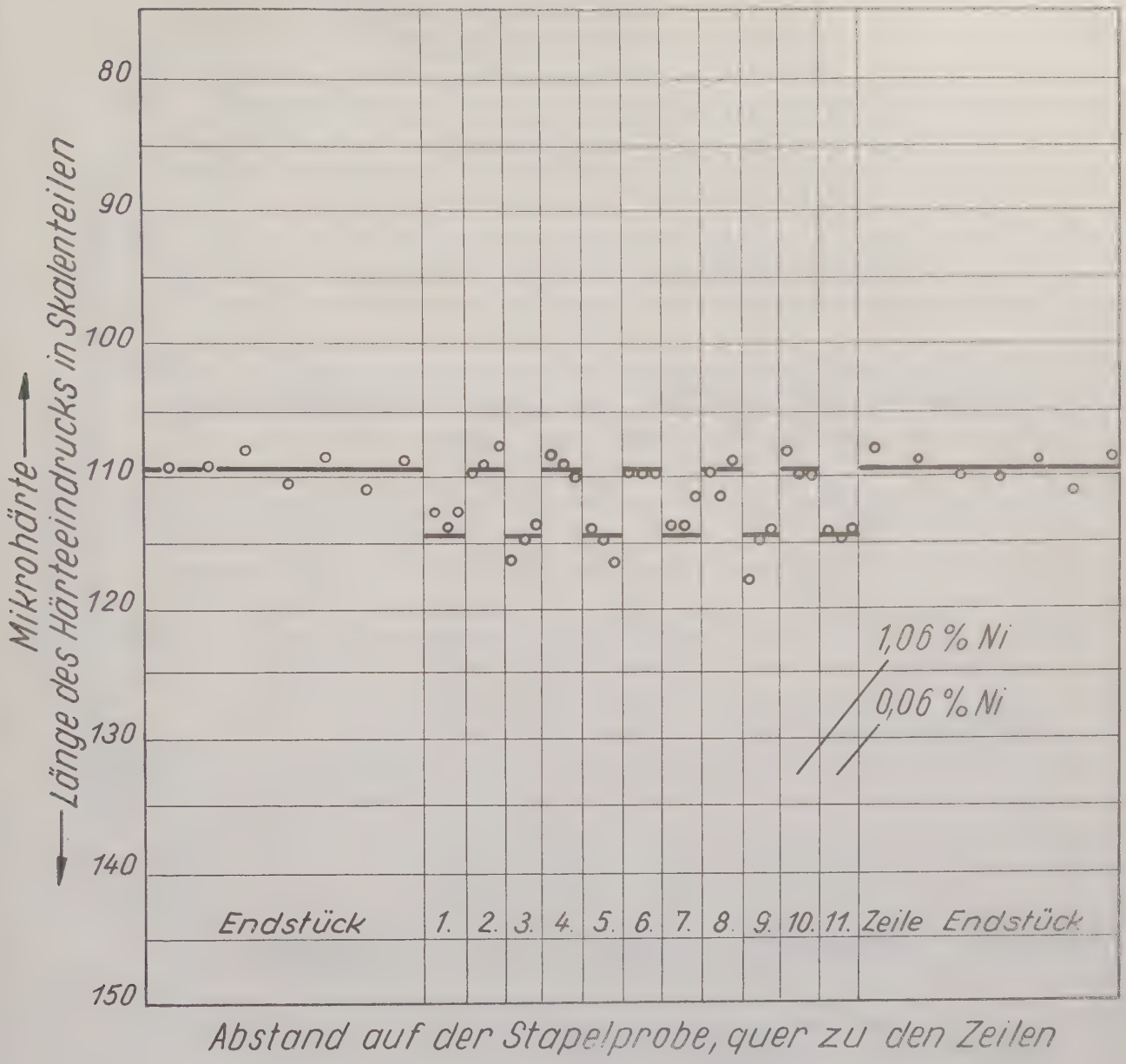
Abhängigkeit der Mikrohärte vom Zeilenabstand in der Stapelprobe 8 aus Stählen mit 0,25 % C, 1,4 % Mn 1,1 % Cr und 0,25 bzw. 1,30 % Si.
Wärmebeh.: 900° (30 min)/Na OH-Lsg. + 650° (8 h)/Luft

Bild: 48



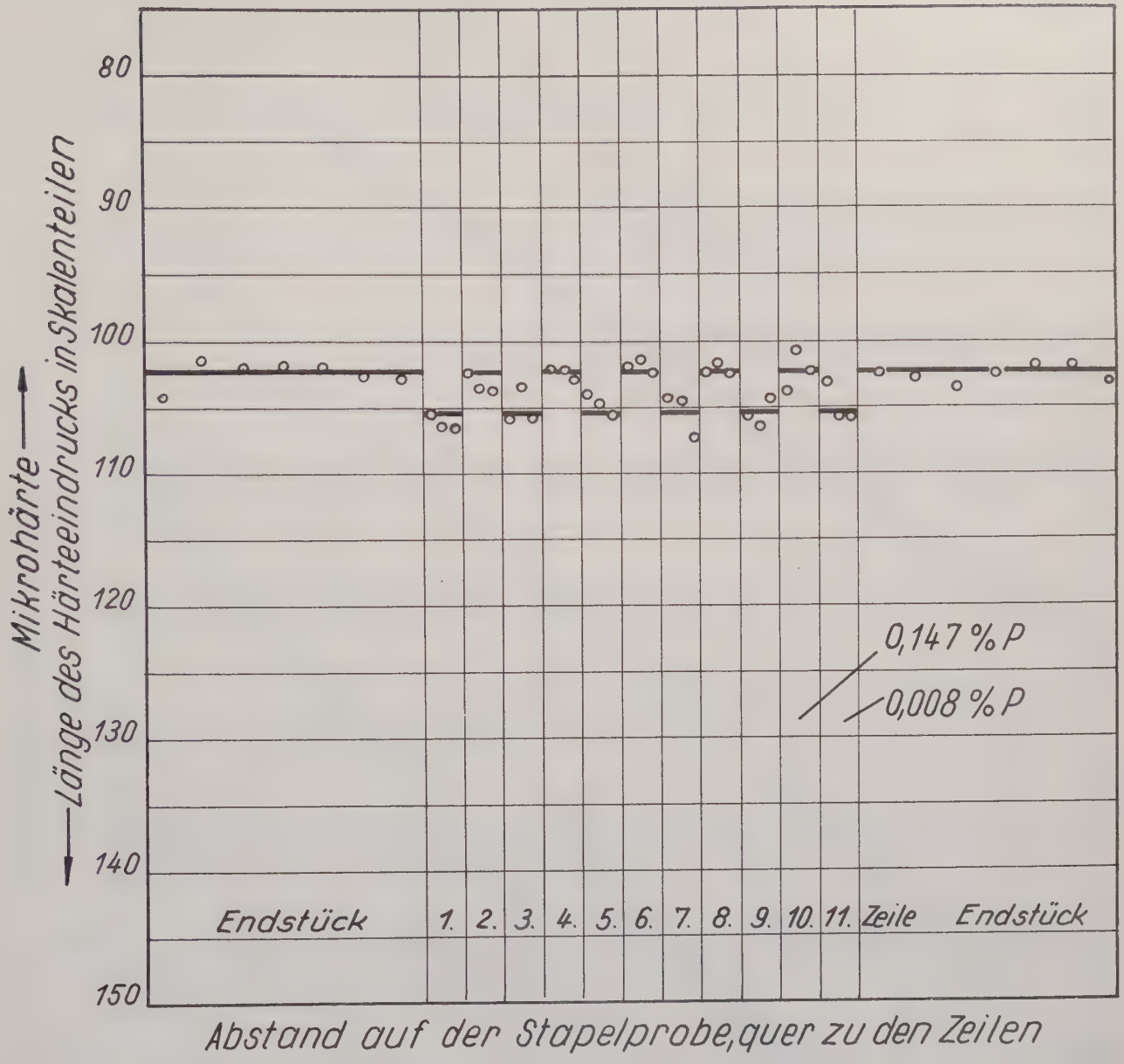
Verlauf der Mikrohärte quer zu den Zeilen in der Stapelprobe 8 aus Stählen mit 0,25 % C, 1,4 % Mn, 1,1 % Cr und 0,25 (1. Zeile) bzw. 1,30 % Si (2. Zeile).
Wärmebeh.: 900° (30 min)/Na OH-Lsg. + 650° (8 h)/Luft

Bild: 49



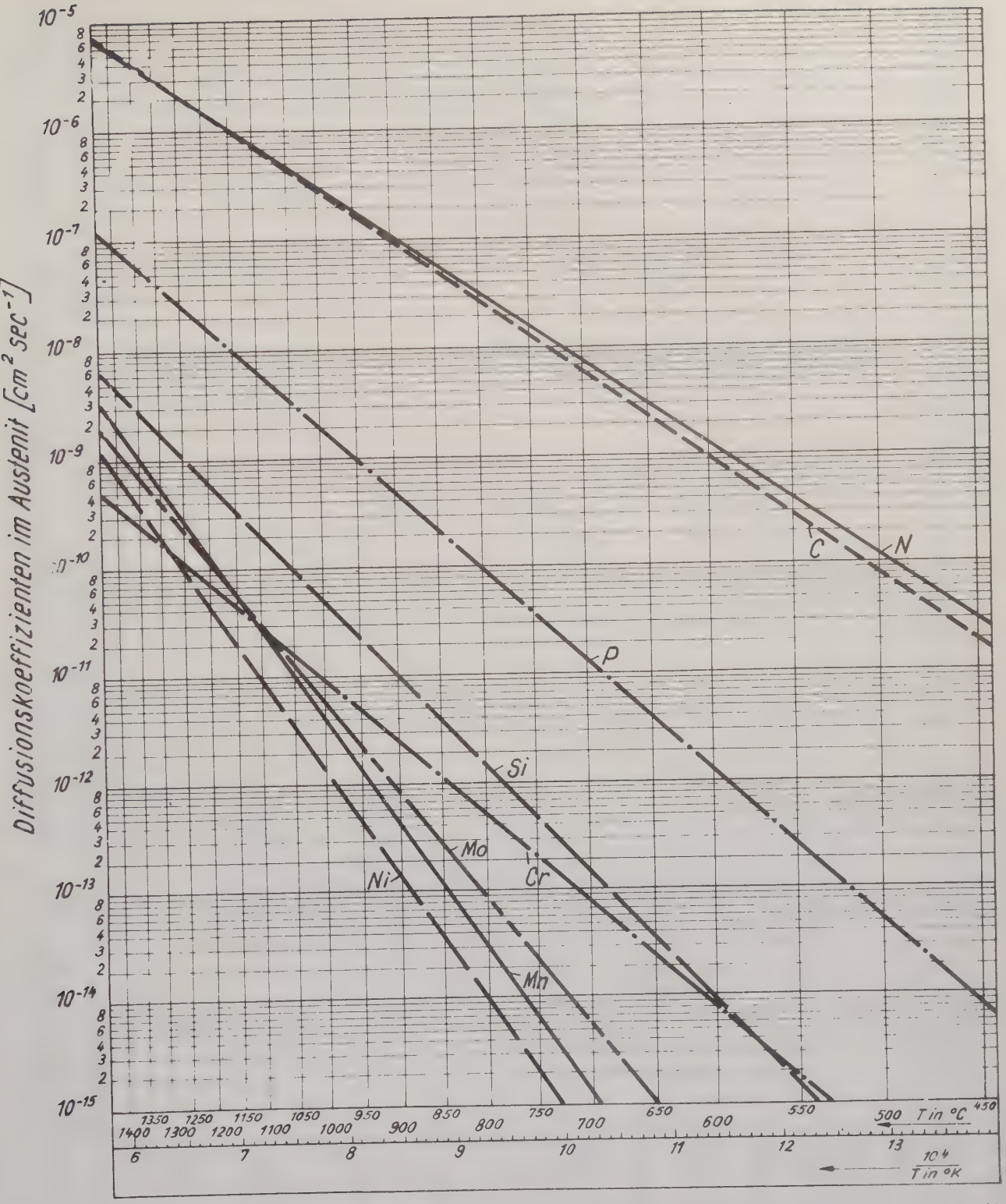
Verlauf der Mikrohärte quer zu den Zeilen in der Stapelprobe 88 aus Stählen mit 0,2 %, 1,0 % Mn, 1,0 % Cr und 0,06 (1. Zeile) bzw. 1,06 % Ni (2. Zeile). Wärmebeh.: 900° (30 min) / Na OH-Lsg. + 650° (8 h) / Luft

Bild: 50



Verlauf der Mikrohärte quer zu den Zeilen in der Stapelprobe 18 aus Stählen mit 0,33 % C, 0,8 % Mn, 1,4 % Cr und 0,008 (1. Zeile) bzw. 0,147 % P (2. Zeile). Wärmebeh.: 900° (30 min) Na OH-Lsg. + 650° (8h)/Luft.

Bild: 51



Diffusionskoeffizienten der Elemente C, N, P, Si, Mo, Mn, Ni, Cr im Austenit

Bild: 52

Nomogramm für den Diffusionsausgleich zeilenförmiger Seigerungen von Mangan im austenitischen Gefüge eines Stahles mit 0,6 % Mn und 0,20 % C

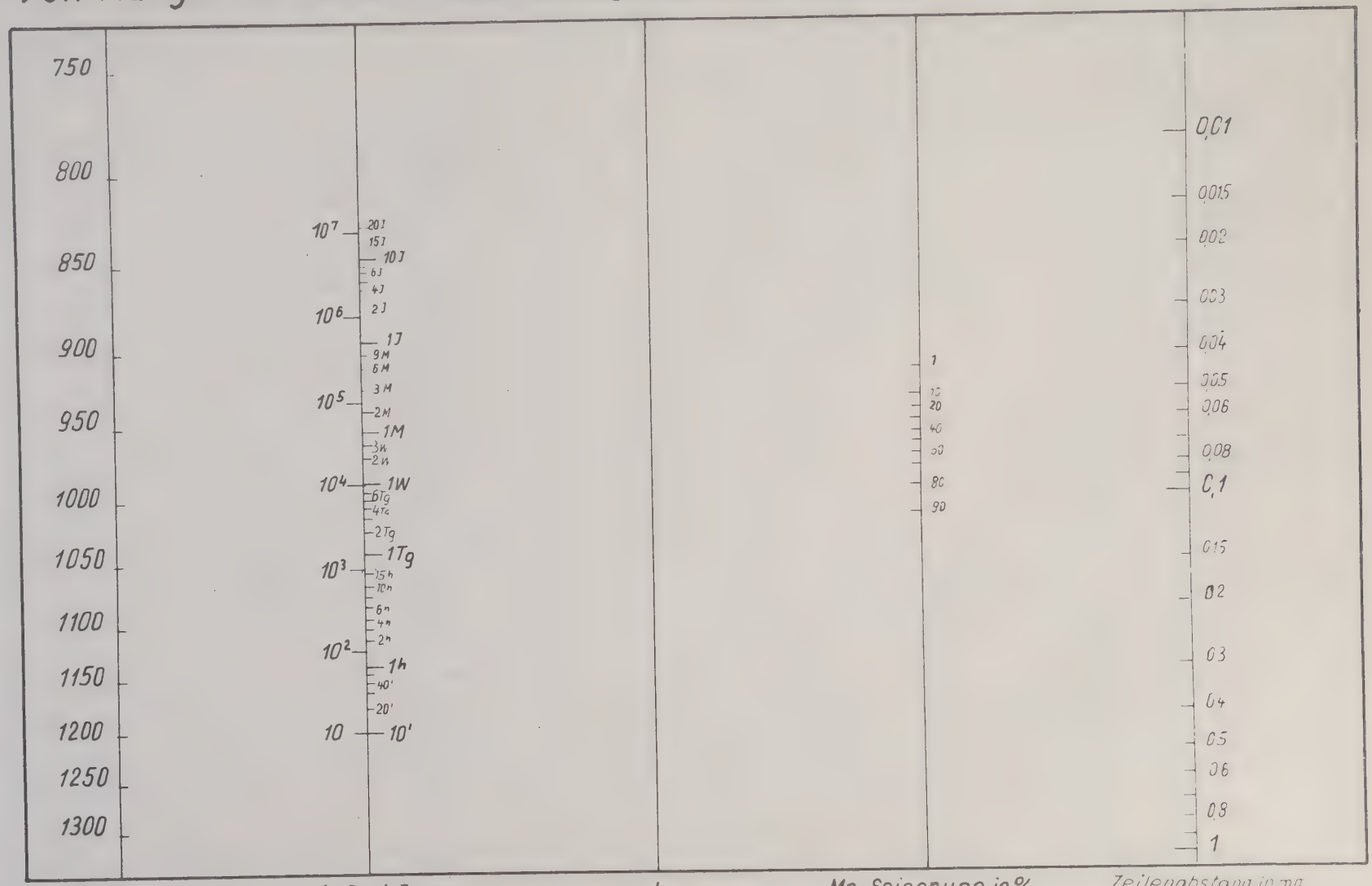


Bild: 53

Nomogramm für den Diffusionsausgleich zeilenförmiger Seigerungen von Phosphor im austenitischen Gefuge

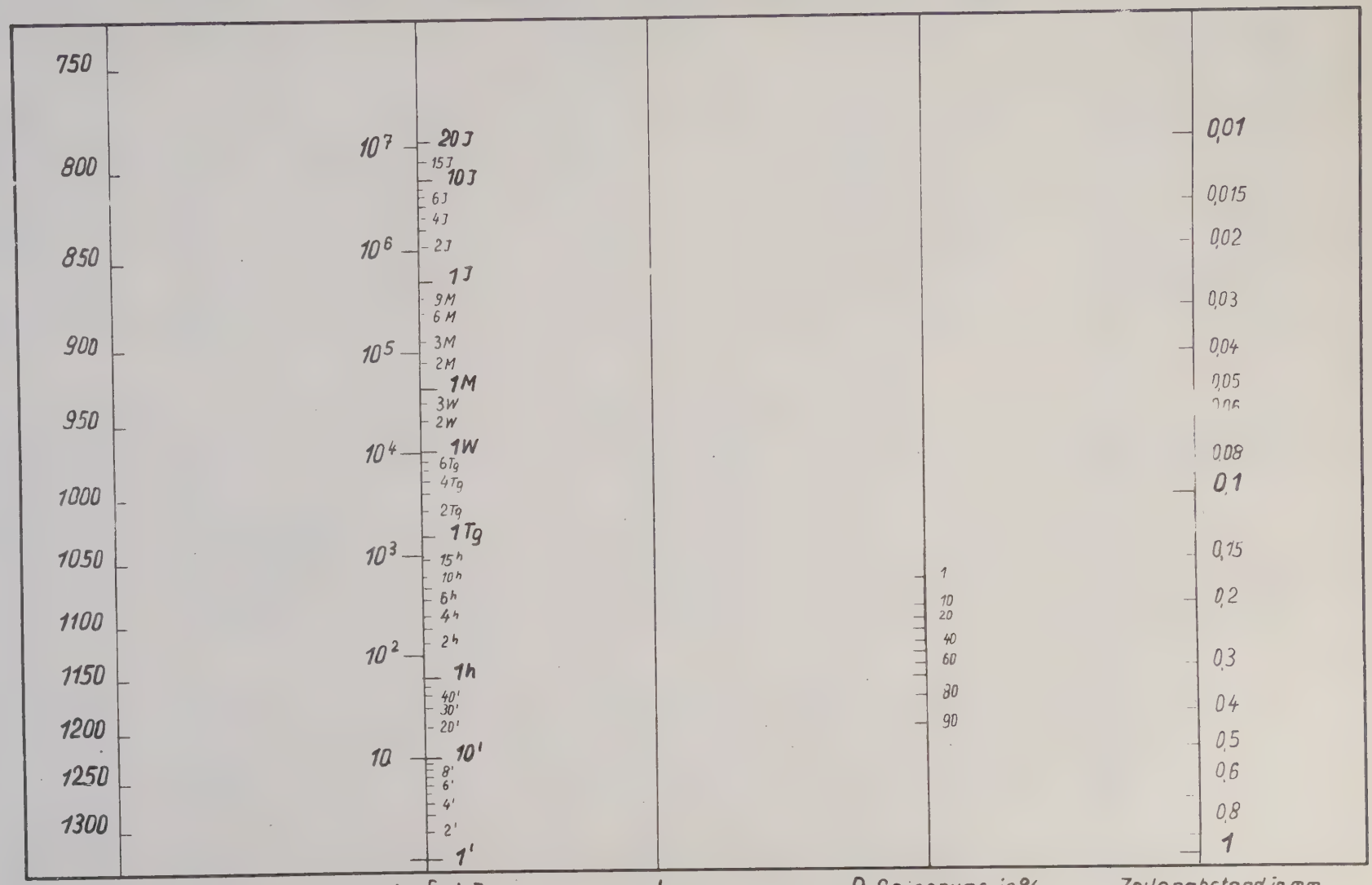


Bild: 54

bezogen a[illegible]

Nomogramm für den Diffusionsausgleich zeilenförmiger Seigerungen von Kohlenstoff im austenitischen Gefüge

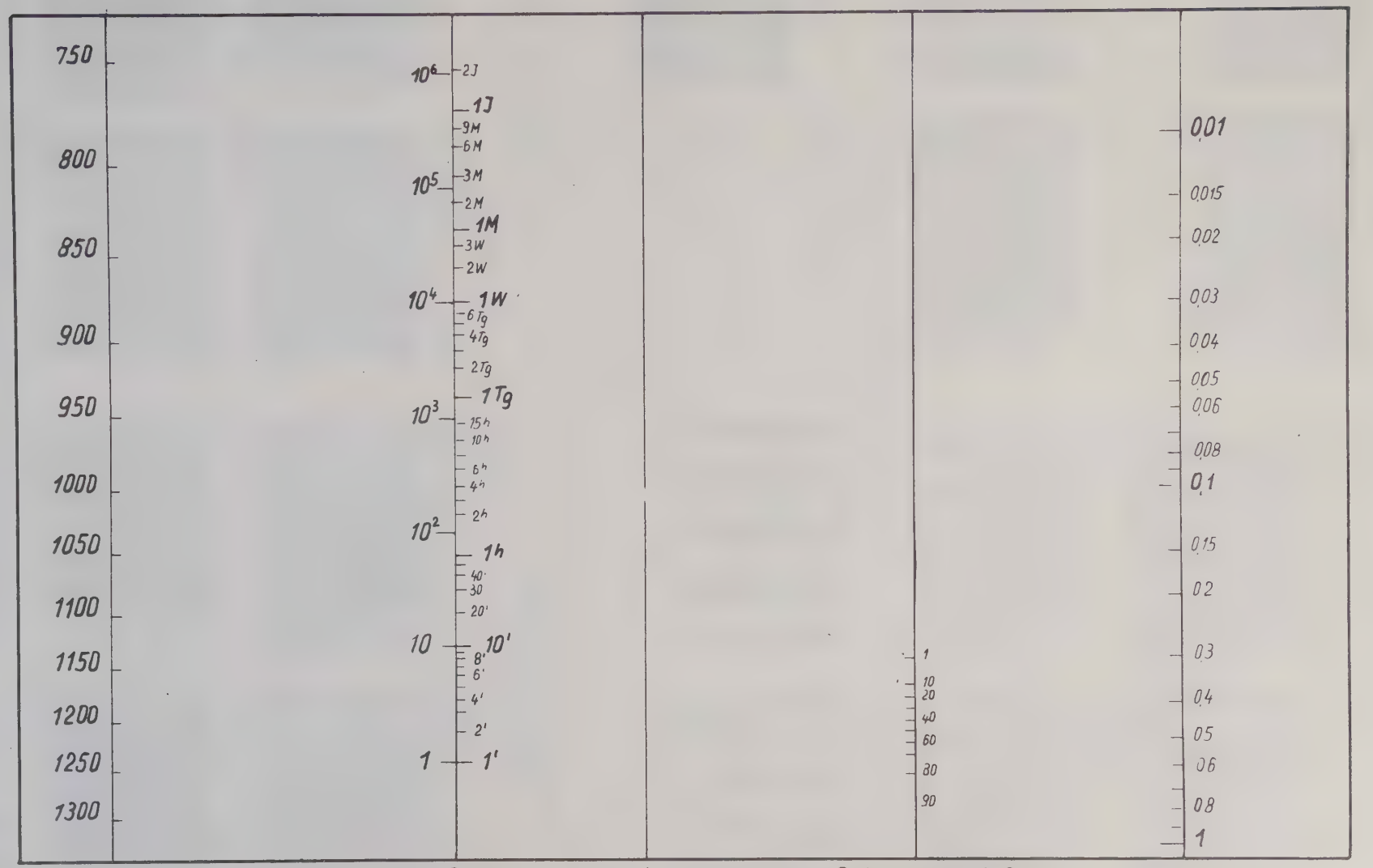


Bild: 55

Beispiele für den metallographischen Nachweis von Seigerungen.

Behandlung: 900° 30 min./NaOH-Lösung

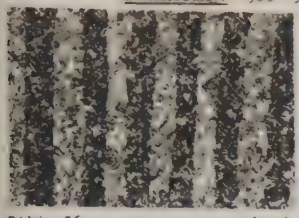


Bild: 56 60 : 1

helle Zeilen 1,0 % Cr,
dunkle Zeilen 0,4 % Cr
(Stapelprobe 82)
"Starker Unterschied der Ätzbarkeit" ($+^{XXX}$)
Ätzung: alk. Salpetersäure

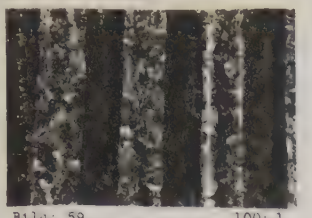


Bild: 59 100: 1

helle Zeilen 0,48 % Mn,
dunkle Zeilen 1,28 % Mn
(Stapelprobe 69)
"Mittlerer Unterschied der Ätzbarkeit" ($-^{XX}$)
Ätzung: nach Oberhoffer

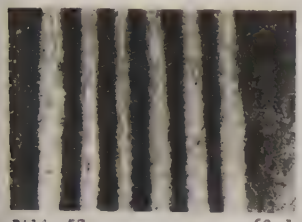


Bild: 57 60: 1

helle Zeilen 0,062 % P,
dunkle Zeilen 0,011 % P
(Stapelprobe 15)
"Starker Unterschied der Ätzbarkeit" ($+^{XXX}$)
Ätzung: nach Oberhoffer

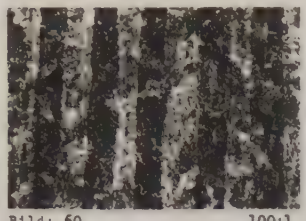
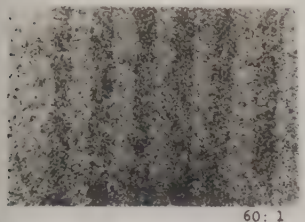


Bild: 60 100:1

helle Zeilen 1,06 % Ni,
dunkle Zeilen 0,80 % Ni
(Stapelprobe 93)
"Mittlerer Unterschied der Ätzbarkeit" ($+^{XX}$)
Ätzung: nach Oberhoffer



60: 1

Bild: 58

helle Zeilen 0,011 % P,
dunkle Zeilen 0,062 % P
(Stapelprobe 15)
"Schwacher Unterschied der Ätzbarkeit" ($-^{X}$)
Ätzung: alkoholische Salpetersäure

Der Ausgleich von Mangalseigerungen durch eine Diffusionsglühung.

Behandlung: 1150° 36h/Ofenabkühlung + 900° 30 min./0,4°/min.

Stapelprobe 68
Legierungsärmere Zeile 0,48 % Mn,
legierungsreichere Zeile 0,88 % Mn
vor der Diffusionsglühung

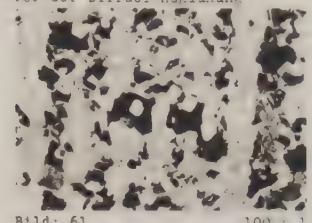


Bild: 61 100 : 1
Zeilenabstand: 0,06 mm

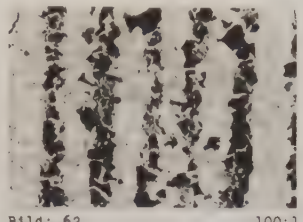


Bild: 62 100:1
Zeilenabstand: 0,08 mm

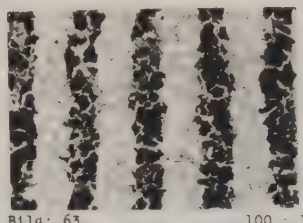


Bild: 63 100 : 1
Zeilenabstand: 0,10 mm

Stapelprobe 69
Legierungsärmere Zeile 0,48 % Mn,
legierungsreichere Zeile 1,28 % Mn
vor der Diffusionsglühung

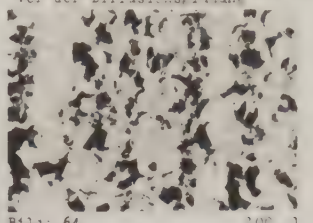


Bild: 64 100 : 1
Zeilenabstand: 0,05 mm

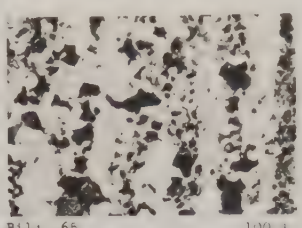


Bild: 65 100:1
Zeilenabstand: 0,07 mm

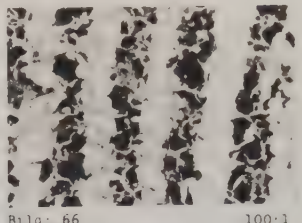


Bild: 66 100:1
Zeilenabstand: 0,10 mm

Ätzung: alkoholische Salpetersäure

Der Ausgleich von Chromseigerungen durch eine Diffusionsglühung.

Behandlung: 1150° 48h/Ofenabkühlung + 900° 30 min./NaOH- Lösung

Stapelprobe 82
Legierungsärmere Zeile 0,40 % Cr,
legierungsreichere Zeile 1,0 % Cr
vor der Diffusionsglühung

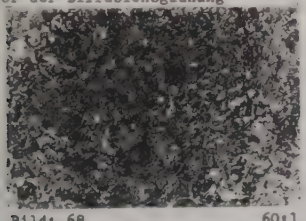


Bild: 68 60:1
Zeilenabstand: 0,07 mm

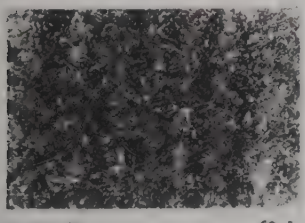


Bild: 69 60:1
Zeilenabstand: 0,10 mm

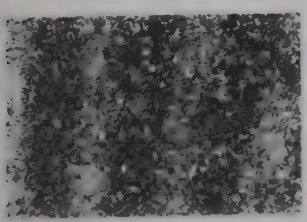


Bild: 70 60:1
Zeilenabstand: 0,21 mm

Stapelprobe 73
Legierungsärmere Zeile 0,11 % Cr
legierungsreichere Zeile 0,60 % Cr
vor der Diffusionsglühung

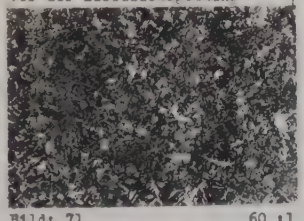


Bild: 71 60 :1
Zeilenabstand: 0,07 mm

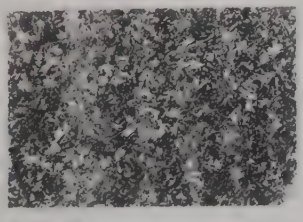


Bild: 72 60:1
Zeilenabstand: 0,10 mm

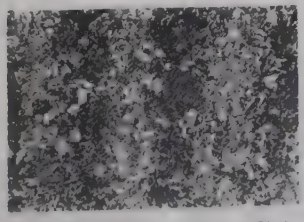


Bild: 73 60:1
Zeilenabstand: 0,23 mm

Ätzung: alkoholische Salpetersäure

Der Ausgleich von Nickelseigerungen durch eine Diffusionsglühung.

Behandlung: 1150° 48h/Luft + 900° 30 min./NaOH-Lösung

Stapelprobe 94
Legierungsärmere Zeile 0,36 % Ni,
legierungsreichere Zeile 0,86 % Ni
vor der Diffusionsglühung

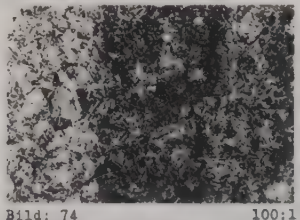


Bild: 74 100:1
Zeilenabstand: 0,03 mm

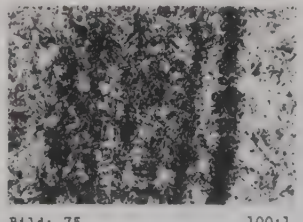


Bild: 75 100:1
Zeilenabstand: 0,05 mm

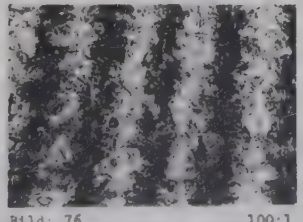


Bild: 76 100:1
Zeilenabstand: 0,09 mm

Stapelprobe 95
Legierungsärmere Zeile 0,36 % Ni,
legierungsreichere Zeile 1,06 % Ni
vor der Diffusionsglühung

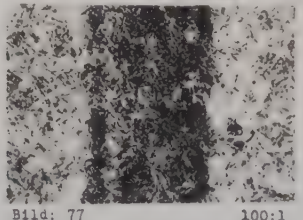


Bild: 77 100:1
Zeilenabstand: 0,03 mm

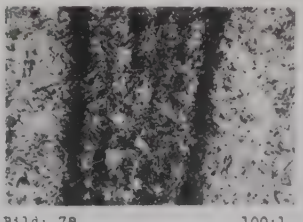


Bild: 78 100:1
Zeilenabstand: 0,045 mm

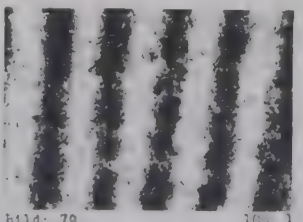
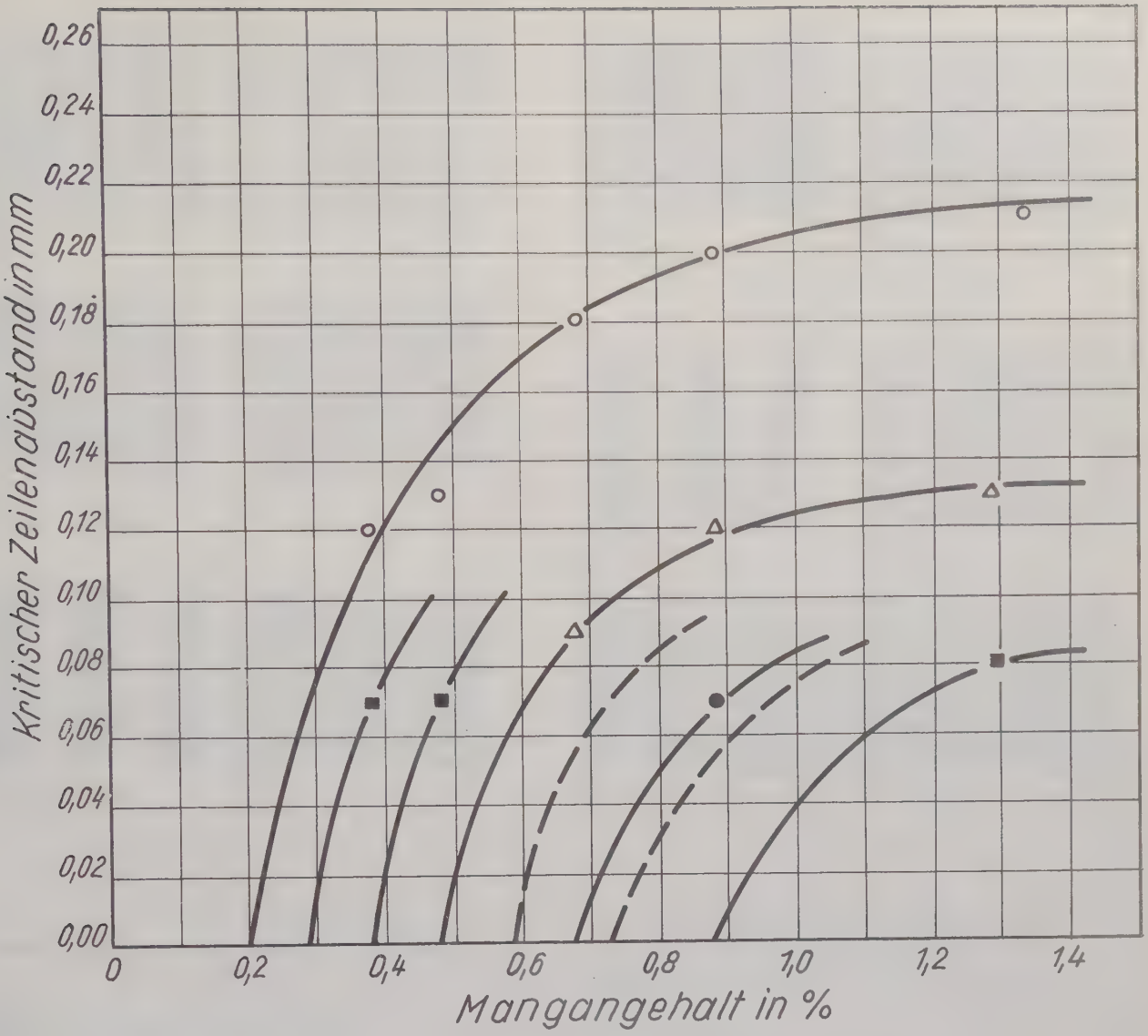


Bild: 79 100:1
Zeilenabstand: 0,08 mm

Ätzung: nach Oberhoffer



Abhängigkeit des kritischen Zeilenabstandes vom Mangangehalt der Zeilen aus Stählen mit 0,2 %C, 1 % Cr, 1 % Ni und 0,21 bis 1,28 % Mn nach Abkühlung mit 0,4 %/min von 900 °C.
(Gestrichelte Kurven interpoliert)

Bild: 67

Der Ausgleich von Phosphorseigerungen durch eine Diffusionsglühung bei 1050° C.

Stapelprobe 16 — Legierungsärmere Zeile 0,011 % P, legierungsreichere Zeile 0,149 % P vor der Diffusionsglühung

Zeilenabstand: 0,07 mm

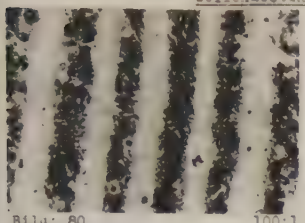


Bild: 80 100:1
Beh.: 900° 30 min./5°/min.

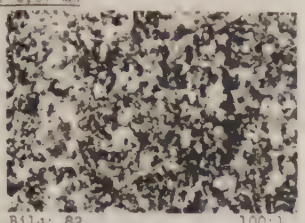


Bild: 82 100:1
Beh.: 1050° 3,5h/Ofenabkühlung + 900° 30 min./5°/min.

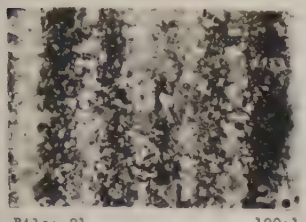


Bild: 81 100:1
Beh.: 1050° 1h/Ofenabkühlung + 900° 30 min./5°/min.

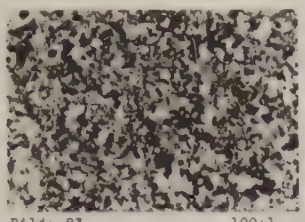


Bild: 83 100:1
Beh.: 1050° 6h/Ofenabkühlung + 900° 30 min./5°/min.

Zeilenabstand: 0,14 mm

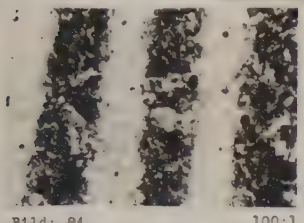


Bild: 84 100:1
Beh.: 900°/30 min./5°/min. ab

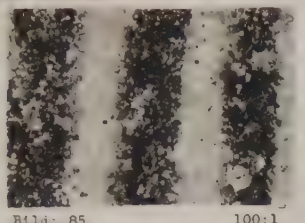


Bild: 85 100:1
Beh.: 1050° 1h/Ofenabkühlung + 900° 30 min./5°/min. ab

Ätzung: nach Oberhoffer

Der Ausgleich von Phosphorseigerungen durch eine Diffusionsglühung bei 1050° C.

Stapelprobe 19 — Legierungsärmere Zeile 0,011 % P, legierungsreichere Zeile 0,48 % P vor der Diffusionsglühung

Zeilenabstand: 0,15 mm

Bild: 92 100:1
Beh.: 900° 30 min./5°/min. ab

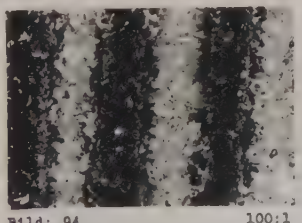


Bild: 94 100:1
Beh.: 1050° 3,5h/Ofenabkühlung + 900° 30 min./5°/min. ab

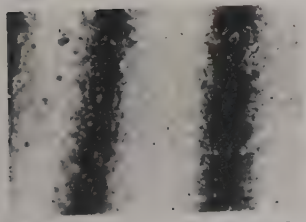


Bild: 93 100 :1
Beh.: 1050° 1h/Ofenabkühlung + 900° 30 min./5°/min.ab

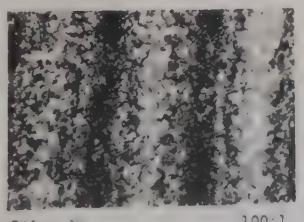


Bild: 95 100:1
Beh.: 1050° 6h/Ofenabkühlung + 900° 30 min./5°/min.ab

Ätzung: nach Oberhoffer

Der Ausgleich von Phosphorseigerungen durch eine Diffusionsglühung bei 1050° C.

Stapelprobe 16 — Legierungsärmere Zeile 0,011 % P, legierungsreichere Zeile 0,149 % P vor der Diffusionsglühung

Zeilenabstand: 0,14 mm

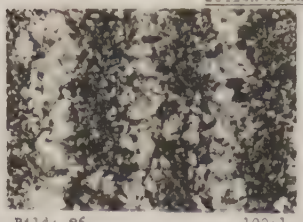


Bild: 86 100:1
Beh.: 1050° 3,5h/Ofenabkühlung + 900° 30 min./5°/min.ab

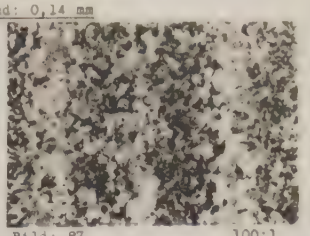


Bild: 87 100:1
Beh.: 1050° 6h/Ofenabkühlung + 900° 30 min./5°/min.ab

Stapelprobe 19 — Legierungsärmere Zeile 0,011 % P, legierungsreichere Zeile 0,48 % P vor der Diffusionsglühung

Zeilenabstand: 0,12 mm

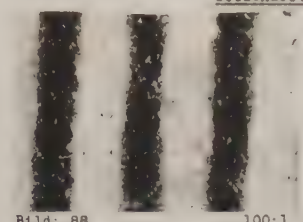


Bild: 88 100:1
Beh.: 900° 30 min./5°/min. ab

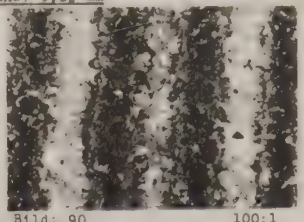


Bild: 90 100:1
Beh.: 1050° 3,5h/Ofenabkühlung + 900° 30 min./5°/min.ab

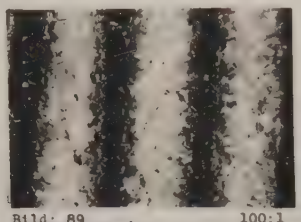


Bild: 89 100:1
Beh.: 1050° 1h/Ofenabkühlung + 900° 30 min./5°/min.ab

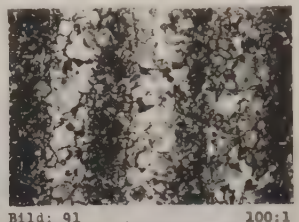


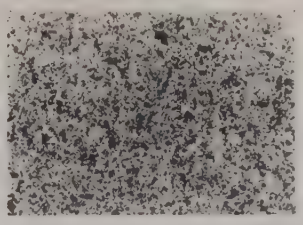
Bild: 91 100:1
Beh.: 1050° 6h/Ofenabkühlung + 900° 30 min./5°/min.ab

Ätzung: nach Oberhoffer

Der Ausgleich von Vanadinseigerungen durch eine Diffusionsglühung.

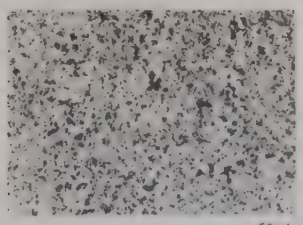
Behandlung: 1150° 48h/Ofen ab + 900° 30 min./ 0,4°/min. ab

Stapelprobe 49
Legierungsärmere Zeile 0,0 % V, legierungsreichere Zeile 0,26 % V vor der Diffusionsglühung



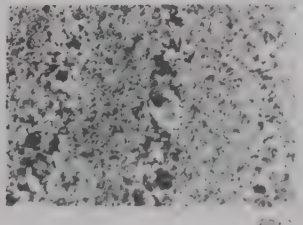
60 :1

Bild: 96
Zeilenabstand: 0,10 mm



60:1

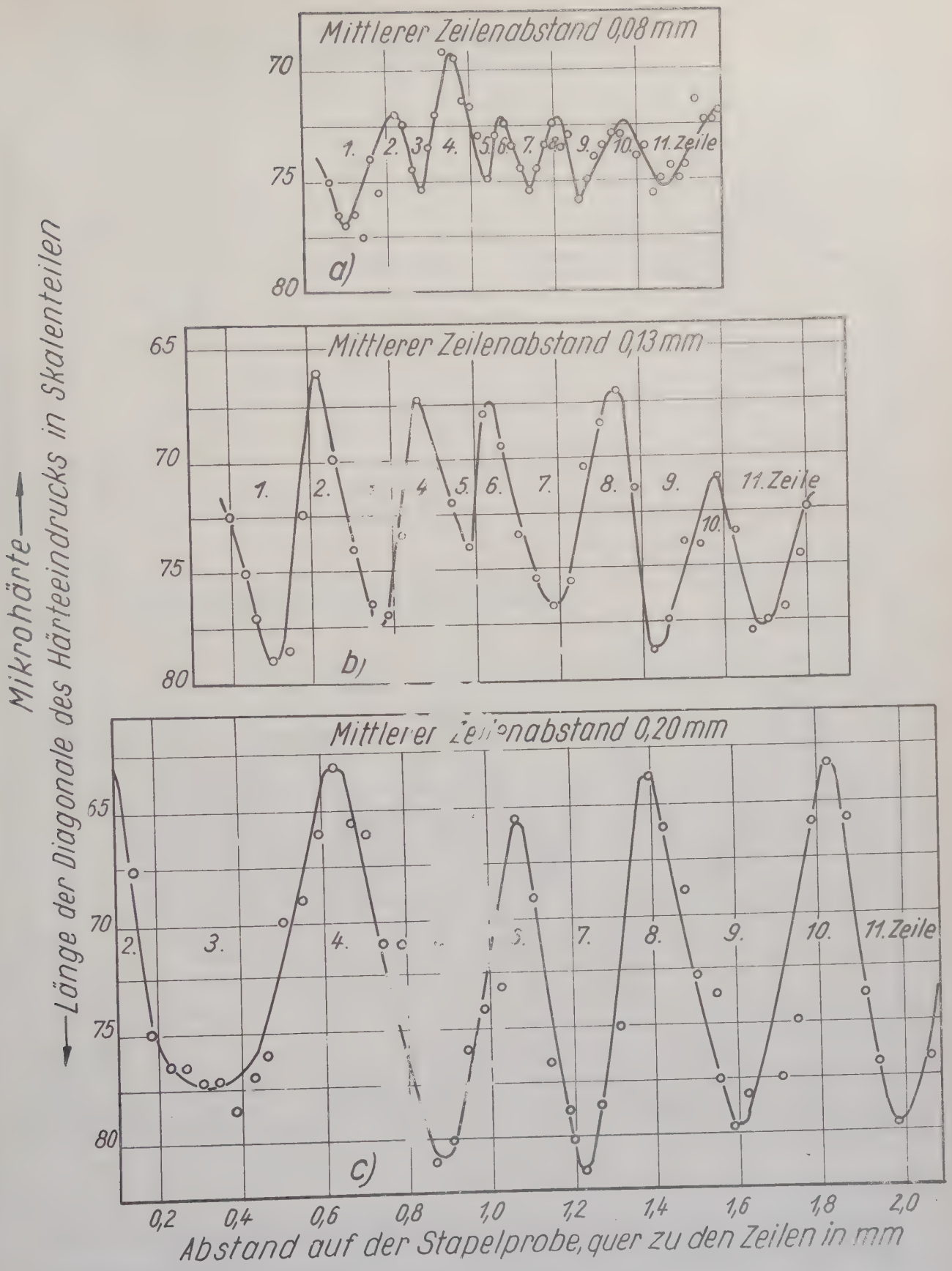
Bild: 97
Zeilenabstand: 0,21 mm



60:1

Bild: 98
Zeilenabstand: 0,25 mm

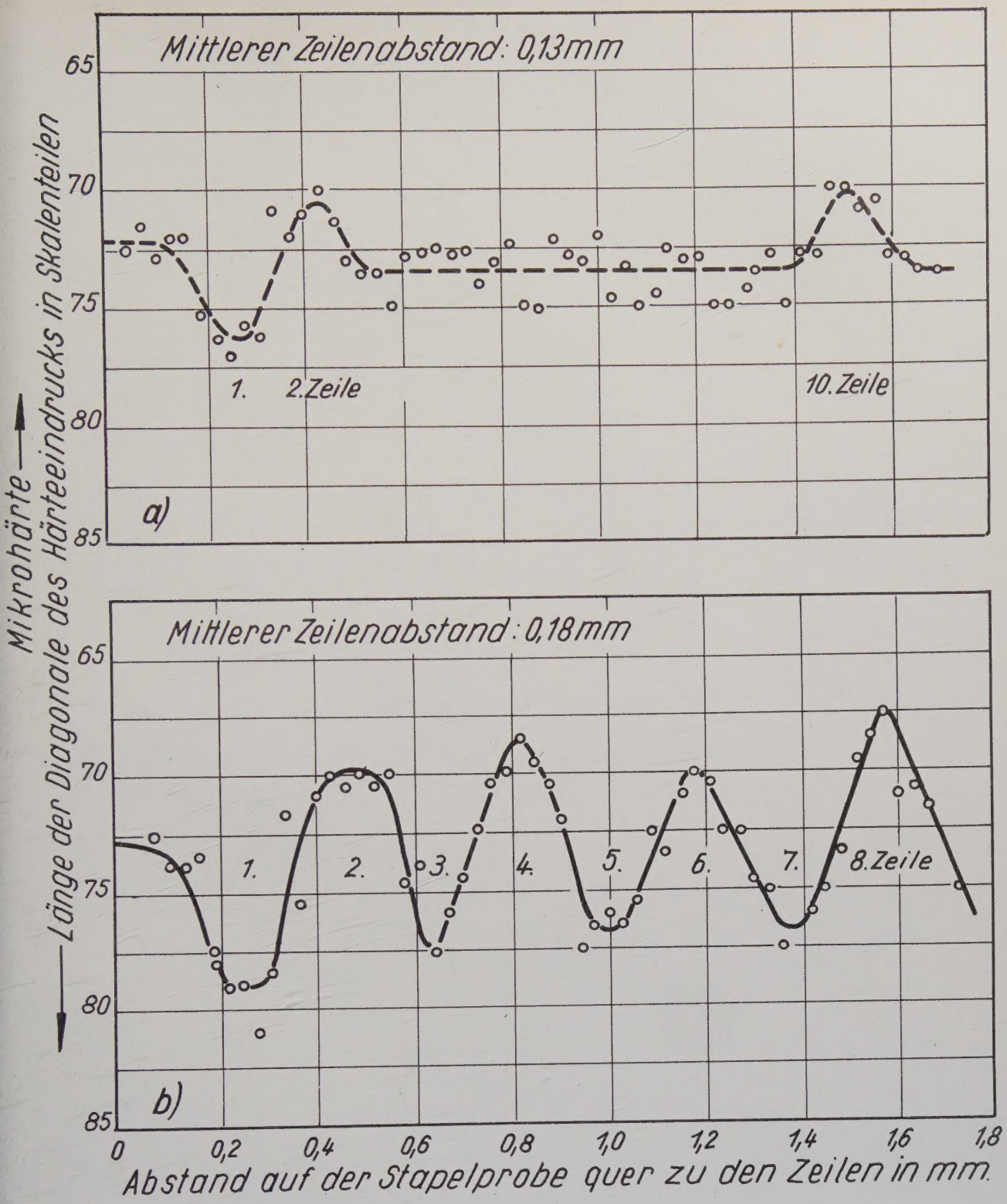
Ätzung: nach Oberhoffer



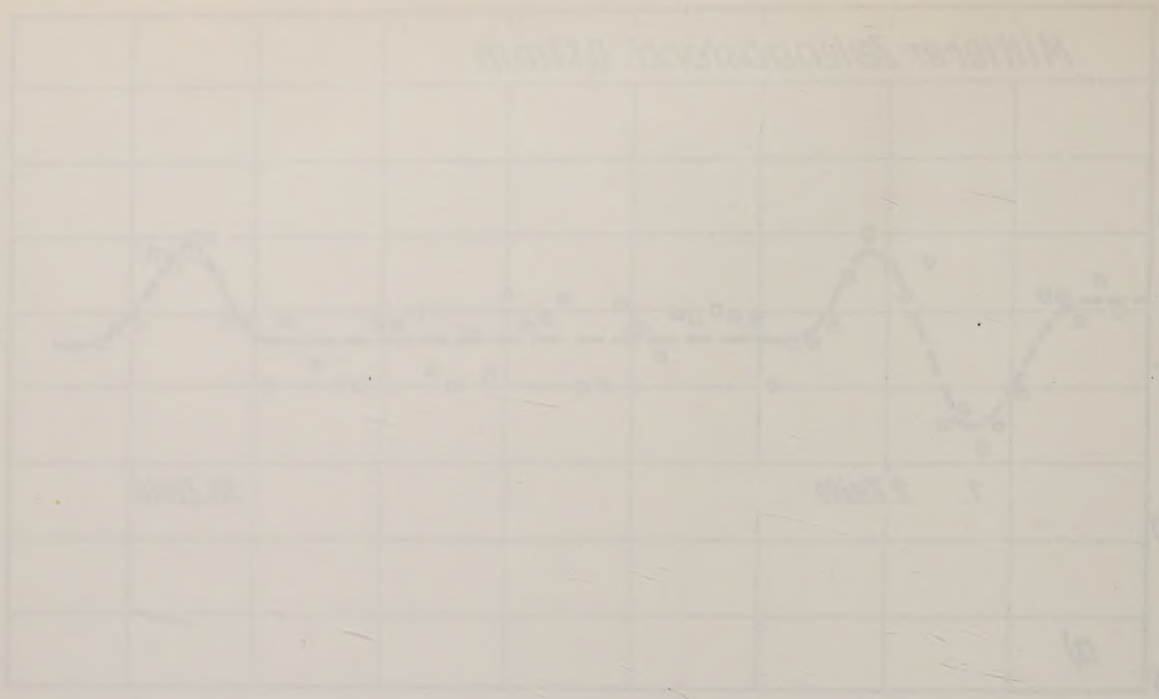
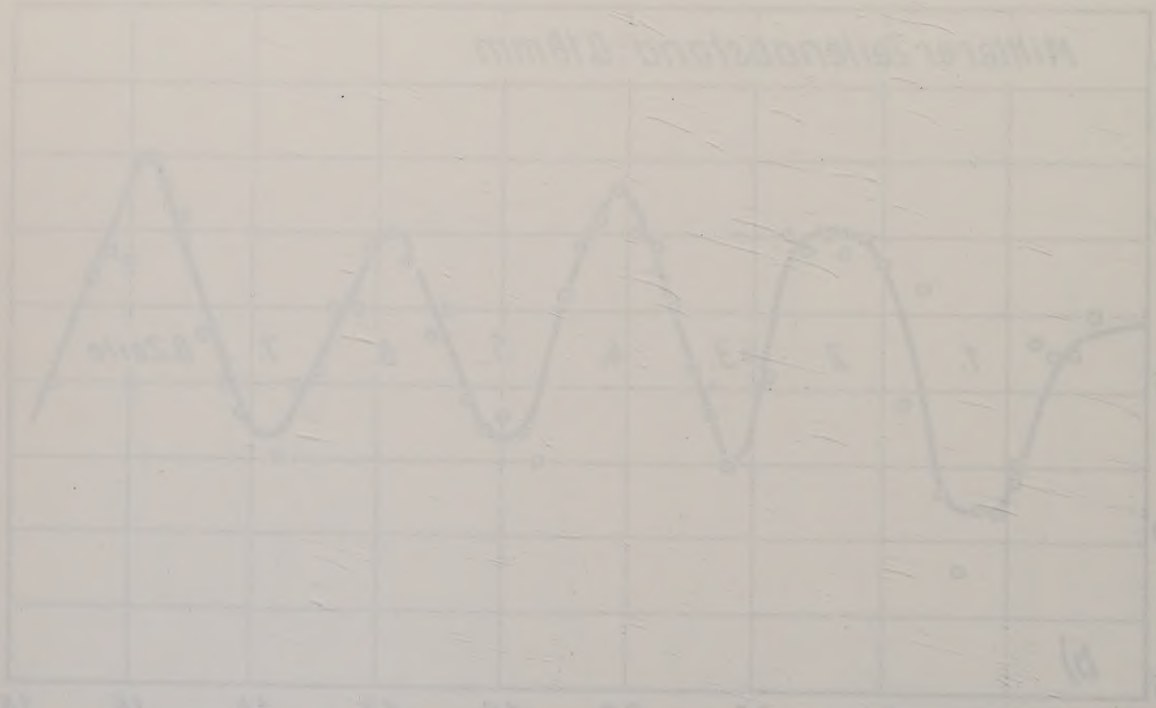
Der Diffusionsausgleich von Kohlenstoffseigerungen in der Stapelprobe 12 aus Stählen mit 0,25 % C, 0,30 % Si und 0,64 bzw. 1,10 % Mn.

Wärmebeh.: 900° (30 min) 0,4 °/min bis RT. + 900° (4,5 min) Na OH-Lsg.

Bilder: 99a-c



Der Diffusionsausgleich von Kohlenstoffseigerungen in der Stapelprobe 12 aus Stählen mit 0,25 % C, 0,30 % Si und 0,64 (1. Zeile) bzw. 1,10 % Mn (2. Zeile).

Wärmebeh.: 900° (30 min) 0,4 °/min bis RT. + 900° (15 min) // Na OH-Lsg.

Bilder: 100 a u. b